



**FEUP**

**FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO**

# Soldadura por fricção linear e por laser da liga Al6082

**Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais  
2014/2015**

**Autor:** Simão Guedes<sup>1</sup>

**Orientador:** Professora Sónia Simões<sup>2</sup>

**Coorientador:** Doutor Pedro Moreiras<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Estudante do 5ºano do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

<sup>2</sup> Professora do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

<sup>3</sup> Investigador no INEGI

## Resumo

Este trabalho teve como objetivo a caracterização microestrutural e mecânica de juntas sobrepostas da liga de alumínio 6082-T6, soldadas por fricção linear (FSW) e laser (LBW). A caracterização microestrutural permitiu a identificação das diferentes zonas que constituíam as juntas, os defeitos e alterações microestruturais. Para as amostras de FSW foram identificadas três zonas distintas, a zona termicamente afetada (ZTA), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a zona nugget (ZN). A ZN e ZTMA eram caracterizadas por uma estrutura de grão muito fino, enquanto a ZTA sofreu um ligeiro crescimento de grão. Para as amostras de LBW foram identificadas duas zonas, a ZTA e a zona de fusão (ZF). A ZF apresentou duas morfologias diferentes com grãos equiaxiais no centro e grãos alongados nas extremidades; o tamanho de grão desta zona é superior ao material de base (MB) e ZTA. A ZTA apresentou um ligeiro crescimento de grão em relação ao MB. As amostras de LBW apresentaram uma elevada porosidade na ZF e algumas fissuras entre a ZTA e ZF. Em contraste, as amostras de FSW não revelaram porosidades ou falhas de ligação, apresentando apenas os defeitos comuns deste processo, defeito de hook e linha de junta remanescente.

A caracterização mecânica foi obtida através da análise de perfis de dureza e de resultados de ensaios de tração. As amostras de LBW revelaram durezas médias superiores às amostras de FSW, tanto na ZTA como na zona de ligação (ZF e ZTMA/ZN). Para os ensaios de tração, os valores de resistência de rotura à tração ( $R_m$ ), tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% ( $R_{p0,2}$ ) e extensão após rotura (A), tanto para as amostras de FSW como de LBW, foram bastante inferiores aos da liga sem soldadura. Entre processos, as amostras de LBW foram as que apresentaram piores resultados com a rutura prematura dos provetes.

## Abstract

The goal of this work was to make a microstructural and mechanical characterization of 6082-T6 aluminium alloy lap joints, welded by friction stir welding (FSW) and laser beam welding (LBW). The microstructural analyses allowed for the identification of the welding zones, defects and microstructural transformations. For the FSW samples three distinct zones were identified, the heat affected zone (HAZ), the thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and the nugget zone (NZ). The NZ and TMAZ were characterized by the presence of a very small grain size while the HAZ had suffered a small grain growth. For the LBW samples two distinct zones were identified, the HAZ and the fusion zone (FZ). The FZ presented two different grain morphologies, with equiaxial grains in the center and elongated grains in the peripheral area; the grain size in this zone is superior to that of the base metal (BM) and HAZ. The HAZ presented a small grain growth relative to the BM. LBW samples presented high porosity in the FZ and some cracks along the HAZ/FZ frontier as opposed to the FSW samples that didn't reveal porosity or cracks in the TMAZ/NZ, instead they revealed the hook defect and the joint line remnant.

The mechanical characterization was obtained through the analysis of microhardness profiles of the specimens and the results of the tensile tests. The LBW joints revealed a superior average hardness in the HAZ and welded zone (FZ and TMAZ/NZ). For the tensile tests, the samples of FSW and LBW presented values of tensile strength (TS), yield strength (YS) and elongation (E) well under those of the BM. Between processes, the LBW samples were the ones that presented the worst results, with premature rupture of the specimens.

## Índice

1. Introdução .....	1
2. Liga de Alumínio 6082-T6 .....	1
2.1) Endurecimento por precipitação .....	2
3. Soldadura por fricção linear .....	3
3.1) Processo e seus Componentes .....	4
3.2) Parâmetros .....	6
3.3) Caracterização microestrutural de juntas obtidas por FSW .....	10
3.3.1) Zona termicamente afetada (ZTA) .....	10
3.3.2) Zona termomecanicamente afetada (ZTMA) .....	11
3.3.3) Zona nugget (ZN) .....	12
3.3.3.1) Mecânica dos fluxos metálicos .....	12
3.3.3.2) Recristalização dinâmica .....	14
3.3.3.3) Textura .....	17
3.4) Principais aplicações .....	18
4. Soldadura a laser .....	21
4.1) Processo e seus componentes .....	22
4.2) Parâmetros .....	23
4.3) Caracterização microestrutural de juntas obtidas por LBW .....	27
4.3.1) Zona termicamente afetada (ZTA) .....	28
4.3.2) Zona de fusão (ZF) .....	28
4.4) Principais aplicações .....	30
5. Materiais e procedimento experimental .....	32
6. Apresentação e discussão dos resultados .....	34
6.1) Caracterização macro e microestrutural .....	34
6.1.1) Análise macro e microestrutural das amostras de FSW .....	34
6.1.2) Análise macro e microestrutural das amostras de LBW .....	42
6.1.3) Comparação da caracterização macro e microestrutural dos dois processos de soldadura .....	46
6.2) Caracterização mecânica .....	47
6.2.1) Microdurezas Vickers de FSW .....	47
6.2.2) Ensaios de tração de FSW .....	49
6.2.3) Microdurezas Vickers de LBW .....	51
6.2.4) Ensaios de tração de LBW .....	53
6.2.5) Comparação das propriedades mecânicas dos dois processos de soldadura .....	54
7. Conclusões .....	54

## Índice de figuras

Figura 1- Evolução da dureza HV/0,5 em função do tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas de envelhecimento, em ligas Al6082 [7].	3
Figura 2- (a) Ferramenta de FSW [17], (b) Esquema do processo FSW [18].	5
Figura 3- Esquemas de diferentes perfis de ferramenta usados em FSW [19].	5
Figura 4- Três tipos de geometria de ferramenta diferentes [16].	5
Figura 5- Temperatura máxima atingida na junta em função da velocidade de rotação da ferramenta para juntas da liga Al6082 processadas por FSW [22].	7
Figura 6- Resistência à tração de juntas, processadas por FSW, de 3 ligas de alumínio diferentes em função da velocidade de rotação da ferramenta [23].	7
Figura 7- Curvas tensão/deformação para juntas da liga Al6082 processadas por FSW com diferentes velocidades de avanço [22].	8
Figura 8- Esquema da soldadura por FSW de uma junta sobreposta onde é apresentado o angulo aplicado à ferramenta [24].	9
Figura 9- Resistência à tração de juntas, processadas por FSW, de 3 ligas de alumínio diferentes em função da força axial aplicada [23].	10
Figura 10- Esquema do processo de FSW apresentando as diferentes zonas de soldadura, a zona a) corresponde ao MB, a b) à ZTA, a c) à ZTMA e a d) à ZN [26].	10
Figura 11- Microestrutura de uma junta da liga Al6082 soldada por FSW apresentando a ZTA e ZTMA [23].	11
Figura 12- Microestrutura de uma junta da liga Al6082 soldada por FSW apresentando a ZTA, ZTMA e ZN [28].	12
Figura 13- Dureza HV/0,5 em juntas de Al6061 processadas por FSW em função do perfil do pino da liga. SC- cilíndrico; TC- cilíndrico com rosca; TH- cônico; SQ- prisma quadrangular; TR- prisma triangular [19].	13
Figura 14- Microestrutura da secção transversal (a) e da secção longitudinal (b) apresentando os padrões de fluxos metálicos de uma junta de Al2024 com Al1060 soldada por FSW [30].	14
Figura 15- Imagem de uma curva tensão/deformação [34].	15
Figura 16- Deslocações no interior dos grãos, de uma liga Al6082, para taxas crescentes de deformação [34].	16
Figura 17- (a) Esquema de uma deslocação no interior de um grão dando origem ao subgrão e à fronteira de subgrão, (b) microscopia eletrónica de uma fronteiras de subgrão [34].	17
Figura 18- Resultados obtidos por EBSD de uma junta de alumínio monocristalino soldada por FSW [38].	18
Figura 19- ESAB SuperStir™ FSW, equipamento de FSW utilizado na Marine Aluminium para promover a ligação de painéis de alumínio para aplicação na construção de barcos [16].	19
Figura 20- Painéis ligados por FSW para a construção de comboios de alta velocidade no Japão [4].	20
Figura 21- Esquema do processo de LBW. 1- Fonte emissora do laser, 2- sistema ótico, 3- bocal de saída do laser e do gás protetor, 4- junta de soldadura [42].	22
Figura 22- Esquema da junta de soldadura originada pela LBW. (a) Soldadura por condução, (b) soldadura por penetração [47].	23
Figura 23- Profundidade penetração em função da posição do plano de foco para um conjunto de ligas ensaiadas da série 5xxx e 6xxx [1].	24
Figura 24- Influência da potência do laser na profundidade de penetração e na espessura da junta [49].	25

Figura 25- Espessura da junta e profundidade de penetração, de juntas da liga Al6013 processadas por LBW, em função da velocidade de avanço. (a) Profundidade de penetração/ velocidade de avanço, (b) espessura da junta de soldadura/velocidade de avanço [50].	26
Figura 26- Profundidade de penetração em função da velocidade de avanço, para diferentes potências de laser usando dois gases protetores diferentes, de juntas de Al6013 processadas por LBW [50].	27
Figura 27- Microestrutura de uma junta de Al6061 processada por LBW apresentando a ZF e ZTA. [44].	27
Figura 28- Microestrutura da ZF de uma junta de Al8090 processada por LBW. 1- Grãos alongados, 2- grãos equiaxiais [53].	29
Figura 29-Microestrutura de duas juntas de alumínio processadas por LBW. (a) Junta de Al5083 apresentando porosidade na ZF (secção longitudinal) [55], (b) junta de Al5754 com Al6013 apresentando fissuração na ZF (secção transversal) [49].	30
Figura 30- Imagem de um componente de uma caixa de velocidades a ser ligado por LBW de CO <sub>2</sub> [57].	31
Figura 31- Esquema de ligações na fuselagem de um avião. (a) Ligações feitas por rebitagem, (b) ligações feitas por LBW [58].	31
Figura 32- Estruturas soldadas. (a) FSW, (b) LBW. A linha de cor vermelha indica a linha de junção das duas partes a unir.....	32
Figura 33- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para obtenção dos perfis de dureza.	34
Figura 34- Macroscopias da junta da FSW, encontra-se marcado nas imagens a ZN, ZTMA e a ZTA, assim como os lados de avanço (A) e recuo (R).	35
Figura 35- Microestrutura do MB. A imagem (a) corresponde à mesma zona da imagem (b) mas foi obtida com maior ampliação.	36
Figura 36- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Lado do recuo, (b) lado do avanço.	36
Figura 37- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Imagem da parte inferior da soldadura, (b) Imagem da parte superior da soldadura (lado do avanço).	37
Figura 38- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Defeito de hook (lado do avanço), (b) defeito de hook com maior ampliação.	37
Figura 39- Microestrutura da ZN. É visível a linha da junta remanescente em ambas as imagens.	38
Figura 40- Microestrutura de FSW obtida por SEM. (a) MB, (b) ZN, (c) identificação das zonas analisadas por EDS. Z1- matriz da liga, Z2 e Z3- partículas.	39
Figura 41- Análise EBSD para a desorientação entre grãos do MB, ZTMA e ZN respetivamente. Fronteiras de baixo angulo (2° - 15°) estão representadas a azul, fronteiras de elevado angulo (15° - 180°) estão representadas a vermelho.	41
Figura 42- Análise EBSD para a orientação dos grãos do MB, ZTMA e ZN respetivamente.	42
Figura 43- Macroestrutura da junta de LBW apresentando as diferentes zonas ZF e ZTA.	43
Figura 44- Microestrutura das juntas de LBW. É visível elevada porosidade apresentada como zonas pretas na ZF.....	44
Figura 45- Microestrutura das juntas de LBW. a) MB, b) ZTA.....	44
Figura 46- (a) Representação das zonas analisadas por EBSD na junta de LBW, (b) análise EBSD para a desorientação entre grãos da zona 1, (c) análise EBSD para a desorientação entre grãos da zona 2. Fronteiras de baixo angulo (2° - 15°) estão representadas a azul, fronteiras de elevado angulo (15° - 180°) estão representadas a vermelho.....	45
Figura 47- Análise EBSD para a orientação dos grãos. (a) Zona 1, (b) zona 2.....	46

Figura 48- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para FSW.....	47
Figura 49- Distribuição da dureza nos diferentes perfis para as três amostras de FSW ensaiadas. O lado do avanço e recuo estão assinalados por A e R respetivamente.....	48
Figura 50- Curvas de Tensão/ Deformação das quatro amostras de FSW ensaiadas.....	49
Figura 51- Macroestrutura de uma junta de FSW sujeita a um ensaio de tração.....	50
Figura 52- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para LBW.....	51
Figura 53- Distribuição da dureza nos diferentes perfis para as três amostras de LBW ensaiadas.....	52
Figura 54- Curvas de Tensão/ Deformação das quatro amostras de LBW ensaiadas.....	53

## Índice de tabelas

Tabela 1- Composição química em percentagem mássica (wt%) da liga Al6082 [6]. .....	1
Tabela 2- Parâmetros de soldadura usados para obter as juntas de FSW. ....	32
Tabela 3- Parâmetros de soldadura usados para obter as juntas de LBW. ....	32
Tabela 4- Composição química, em percentagem atômica (At%), das 3 zonas analisadas. ....	39
Tabela 5- Valores de Rm, Rp0,2 e A, obtidos através dos ensaios de tração das quatro amostras de FSW. ....	50
Tabela 6- Valores de Rm, Rp0,2 e E%, da liga Al6082-T6 sem soldadura, obtidos por duas bibliografias diferentes. ....	51
Tabela 7- Valores de Rm, Rp0,2 e E% para amostras soldadas por FSW e com tratamento T6 pós soldadura. ....	51
Tabela 8- Valores de Rm, Rp0,2 e E%, obtidos através dos ensaios de tração das quatro amostras de FSW. ....	54



## 1. Introdução

A necessidade de reduzir o peso de estruturas e componentes, especialmente na indústria dos transportes, têm levado a um crescente interesse no uso de ligas leves que possam substituir os comuns aços ou ferros fundidos. As ligas de alumínio de elevada resistência, como é o caso da liga Al6082, têm uma enorme aplicação em diversos setores industriais, a baixa massa volumica aliada à boa resistência mecânica faz destas ligas uma das principais escolhas. No entanto a dificuldade existente em unir estas ligas por processos de fusão mais comuns, como a soldadura por arco elétrico com gás inerte (MIG), soldadura por arco elétrico com gás ativo (MAG) ou soldadura com eletrodo de tungstênio e gás inerte (TIG), gerou a necessidade de desenvolver novas técnicas de ligação. A soldadura por fricção linear (FSW) e a soldadura por laser (LBW) são dois processos de soldadura que têm vindo a ganhar maior aplicabilidade industrial nos últimos anos. O crescente interesse industrial despertou na comunidade científica uma necessidade de aprofundar os conhecimentos nestas duas técnicas de ligação. Nos últimos anos, diversos artigos têm sido publicados sobre FSW e LBW. O objetivo deste trabalho centra-se na caracterização de juntas, soldadas por estes dois processos, da liga Al6082 no estado T6 [1,2].

## 2. Liga de Alumínio 6082-T6

O alumínio é dos materiais com maior importância na engenharia devido à sua baixa densidade aliada a uma boa resistência à corrosão e boa condutividade térmica e elétrica. Quando ligado com determinados elementos de liga apresenta melhores propriedades mecânicas o que o torna uma das principais escolhas para aplicação nas diversas áreas da engenharia, como por exemplo para aplicação na indústria de construção e na indústria dos transportes [3].

A liga em estudo pertence ao grupo da série 6XXX, que são ligas de processamento mecânico, sendo o Si e Mg os principais elementos de liga. Estas ligas podem ser endurecidas por precipitação, apresentando uma excelente resistência mecânica aliada a uma boa capacidade de conformação [4,5]. A composição química da liga Al6082 encontra-se indicada na tabela 1.

*Tabela 1- Composição química em percentagem mássica (wt%) da liga Al6082 [6].*

Elemento	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Al	Outros elementos
wt%	0,91	0,69	0,56	0,23	0,035	0,02	0,098	0,019	97,4	0,038

Como foi referido acima, para a obtenção de um aumento das propriedades mecânicas, estas ligas podem ser sujeitas a um tratamento térmico de endurecimento por precipitação. No entanto, durante o processo de FSW e LBW, devido às temperaturas atingidas, ocorrem ciclos térmicos na peça, e estes poderão alterar a microestrutura inicial, tendo influência nas propriedades mecânicas finais do componente soldado. Para melhor perceber estas alterações microestruturais é necessário compreender os mecanismos de endurecimento por precipitação nestas ligas [6,7].

## 2.1) Endurecimento por precipitação

A liga fornecida para a realização destas soldaduras foi sujeita a um tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Este tratamento tem como objetivo aumentar a resistência mecânica através da dispersão densa e fina de precipitados na matriz. O processo consiste em três etapas: solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. O tratamento de solubilização tem como objetivo a dissolução do soluto para a obtenção de uma solução sólida homogênea. Para manter a solução sólida à temperatura ambiente é necessário promover uma taxa de arrefecimento suficientemente elevada para que não ocorra precipitação do soluto. Quanto ao tratamento de envelhecimento este irá permitir com que ocorra precipitação a partir da decomposição da solução sólida sobressaturada, dando origem a uma distribuição uniforme de precipitados finos e maioritariamente metastáveis. Estes precipitados servem de bloqueio às deslocações, o que se traduz num aumento da resistência mecânica do material [5,6,8].

Com o início do envelhecimento surgem as zonas Guinier Preston (GP). Estas zonas originam-se devido à ocupação das lacunas pelo Mg e Si e dão origem ao primeiro pico de dureza que pode ser visto na curva da figura 1 para uma temperatura de 175°C. Após atingir o pico verifica-se um abaixamento nas durezas. Esta descida ocorre devido à dissolução das zonas GP. Com o aumento do tempo, inicia-se a formação da fase  $\beta''$ . Esta surge sobre a forma de precipitados, em forma de agulha, finamente dispersos na matriz. A sua composição é próxima de  $Mg_5Si_6$ , variando com a composição da liga. São precipitados coerentes e metastáveis e julga-se serem os que conferem maior dureza ao metal. Quase em simultâneo com a formação da fase  $\beta''$  surge a fase  $\beta'$ . Esta é também uma fase metastável mas semi-coerente e apresenta-se como precipitados de forma cilíndrica, a sua composição pode variar entre  $Mg_{1.7}Si$  ou  $Mg_{0.44}Si$ . O segundo pico nas durezas é o que apresenta maior valor, nesta fase do envelhecimento temos uma matriz composta por  $\beta''$  e  $\beta'$ , o efeito bloqueador de deslocações dos precipitados conferem uma elevada resistência a estas ligas. Com a continuação do tratamento passamos para uma etapa de sobreenvelhecimento, aqui ocorre uma redução na dureza da liga devido à formação da fase  $\beta(Mg_2Si)$ . Estes são precipitados de equilíbrio não coerentes que surgem de uma forma

heterogênea na matriz e são os responsáveis pela perda de resistência mecânica típica de um sobreenvelhecimento. Na figura 1 podemos observar diferentes curvas de dureza, em função do tempo, para diferentes temperaturas de envelhecimento em ligas Al6082. Pode-se verificar que para temperaturas abaixo dos 150°C o endurecimento é muito pouco significativo. Para a temperatura de 150°C é obtido um elevado endurecimento no entanto ainda é referente ao primeiro pico de durezas (zonas GP), o segundo pico não surge pois não foi dado tempo suficiente para ocorrer a precipitação de  $\beta''$  e  $\beta'$ . Para temperaturas acima de 150°C o segundo pico é atingido correspondendo ao valor máximo de durezas [5,6,7,8,9].

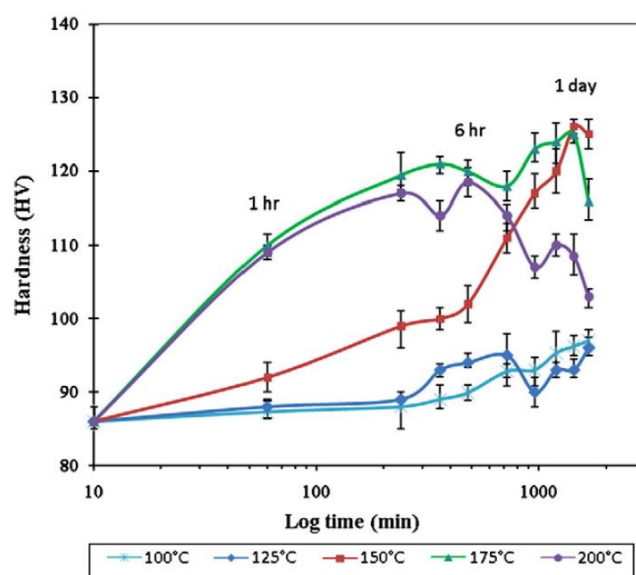


Figura 1- Evolução da dureza HV0,5 em função do tempo de envelhecimento para diferentes temperaturas de envelhecimento, em ligas Al6082 [7].

### 3. Soldadura por fricção linear

A soldadura por fricção linear, ou *Friction Stir Welding* (FSW), é um processo de soldadura no estado sólido que foi desenvolvido e patenteado pela *The Welding Institute* (TWI) em 1991 com o intuito de promover união de ligas de alumínio, especialmente ligas de alta resistência, devido à dificuldade existente em soldar estas ligas por processos de fusão. Desde então este processo provou ser capaz de unir eficazmente aços e ferros fundidos assim como ligas cobre, de titânio e de magnésio [10,11,12,13].

O processo ocorre através da rotação de uma ferramenta por entre os dois materiais a ligar e o avanço desta ferramenta dá origem a uma junta soldada constituída por uma mistura dos dois materiais. O calor gerado pela fricção, promovida pela rotação da ferramenta, tem de ser suficientemente elevado para impor um estado visco-elástico aos materiais mas sem que ocorra fusão destes [10,13,14].

Algumas vantagens deste processo, em comparação com os processos mais comuns de soldadura por fusão são, o baixo consumo energético, as baixas temperaturas atingidas, a obtenção de juntas limpas poupando muito tempo nas etapas de acabamento, a ausência de empenamento, a boa resistência mecânica e à fadiga, e a capacidade de promover ligações entre materiais dissimilares. É no entanto importante referir que para a obtenção das boas propriedades mecânicas destas juntas de soldadura é necessário uma seleção e otimização dos parâmetros do processo e, em alguns casos, a aplicação de um tratamento térmico pós soldadura devido às alterações microestruturais promovidas durante a soldadura. As principais limitações deste processo são, a necessidade de uma forte amarração das duas partes a unir, o que pode ser difícil de executar em determinados casos, a existência de um orifício na extremidade da junta após remoção da ferramenta, o que leva muitas vezes a ter que se descartar esta secção do material, a sua baixa portabilidade e flexibilidade, e a baixa cadência de produção [15,16].

### 3.1) Processo e seus Componentes

O processo de soldadura por fricção envolve o uso de uma ferramenta constituída por um pino e um encostador como se pode ver pela figura 2 (a). O pino da ferramenta, no início do processo, é mergulhado nos materiais a unir, uma força normal mantém a ferramenta em posição com o encostador em contacto com a parte superficial superior da junta. Com a ferramenta em posição é promovida a sua rotação, o atrito gerado pelo processo proporciona um estado visco-elástico nos materiais, a rotação do pino origina a mistura destes materiais através da criação de fluxos complexos. Por último a ferramenta é movida num determinado sentido com uma velocidade de avanço predefinida, originando a junta de soldadura. O sentido de rotação da ferramenta, em relação ao sentido de avanço, é importante pois irá definir o lado de avanço e recuo da junta de soldadura. Na figura 2 (b) pode-se verificar que o lado de avanço corresponde ao lado cujo sentido de rotação acompanha o sentido de avanço da ferramenta, o lado de recuo corresponde ao lado oposto onde a rotação da ferramenta se encontra em sentido contrário ao do avanço [10,13].

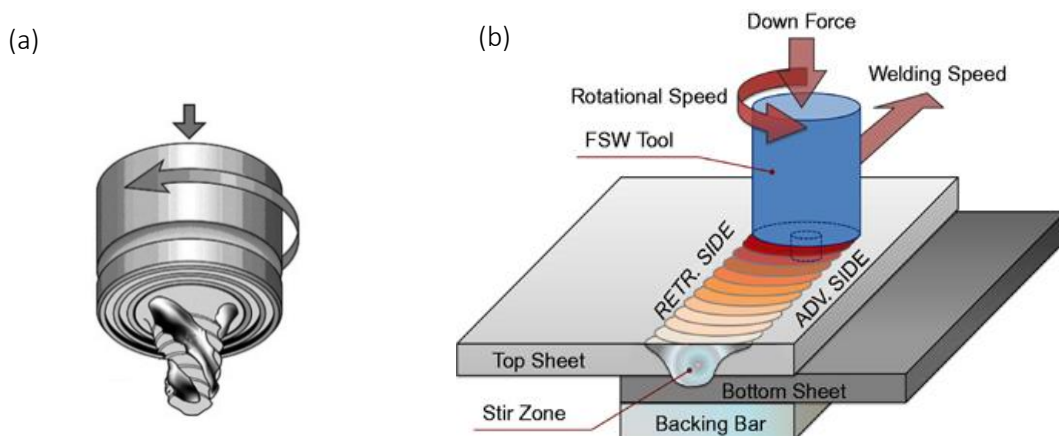


Figura 2- (a) Ferramenta de FSW [17], (b) Esquema do processo FSW [18].

A geometria da ferramenta é de elevada importância pois interfere diretamente com a fluidez do metal. As principais variáveis geométricas que irão influenciar o processo, e consequentemente os resultados obtidos, são, o comprimento e geometria do pino, e o diâmetro do encostador. Nas figuras 3 e 4 são apresentadas algumas geometrias de ferramentas [10,19].

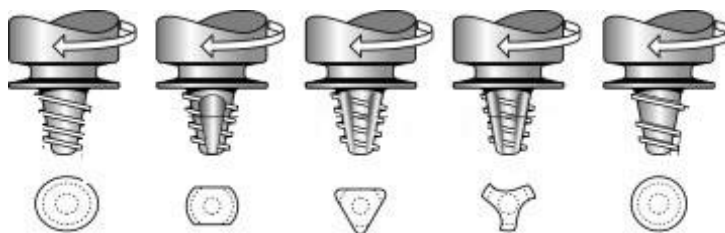


Figura 3- Esquemas de diferentes perfis de ferramenta usados em FSW [19].



Figura 4- Três tipos de geometria de ferramenta diferentes [16].

Quanto à escolha do material da ferramenta, esta deve ser feita de acordo com os materiais a unir. Deve ter em conta as temperaturas de trabalho alcançadas, que são aproximadamente 80% da temperatura de fusão dos materiais a soldar, e deve ter uma elevada estabilidade dimensional a essas temperaturas, evitando a ocorrência de fratura ou perda das suas propriedades. Além disso também devem ser consideradas algumas propriedades como a resistência mecânica à temperatura ambiente e altas temperaturas, resistência ao desgaste, a reatividade da ferramenta com os materiais a unir, resistência à fratura, o coeficiente de

expansão térmica para ferramentas constituídas por mais do que um material e a sua maquinabilidade [10,20].

### 3.2) Parâmetros

Para além da escolha da ferramenta, outros parâmetros do processo vão influenciar a qualidade final da soldadura, que por si irá influenciar as suas propriedades mecânicas. Estes parâmetros devem, por isso, ser otimizados para cada soldadura de forma a obter a melhor junta soldada possível [2,12,21,22]. Estes parâmetros são:

- Velocidade de rotação (rpm);
- Velocidade de avanço (mm/min);
- Inclinação da ferramenta ( $\Theta$ );
- Força axial (KN)/Profundidade de penetração (mm).

A velocidade de rotação da ferramenta afeta a temperatura do processo devido à energia gerada pela fricção entre a ferramenta e os materiais a unir. Assim sendo, velocidades de rotação mais elevadas geram mais calor. No entanto, esta relação não é totalmente direta já que o coeficiente de atrito entre as duas partes vai variar ao longo do processo. Velocidades excessivas podem levar a um desgaste prematuro da ferramenta e a uma elevada trepidação da mesma, o que poderá originar fissuração e possível fratura. Cavaliere et al. [22] realizaram alguns trabalhos experimentais com o intuito de avaliar a influência dos diferentes parâmetros de soldadura em juntas, da liga Al6082, soldadas por FSW. Na figura 5, é apresentado um gráfico com as diferentes temperaturas atingidas para uma determinada velocidade de rotação. As unidades de velocidade de rotação são apresentadas em revoluções por mm (rev/mm) e a velocidade de avanço foi mantida constante. Pode-se verificar pela análise do gráfico um aumento considerável da temperatura com o aumento da velocidade de rotação entre aproximadamente 2,5 rev/mm e 15 rev/mm. A partir deste ponto a taxa de aumento de temperatura com o aumento da velocidade de rotação é bastante inferior devido à redução do coeficiente de atrito à medida que o material atinge um estado de maior plasticidade [12,20,22,23].

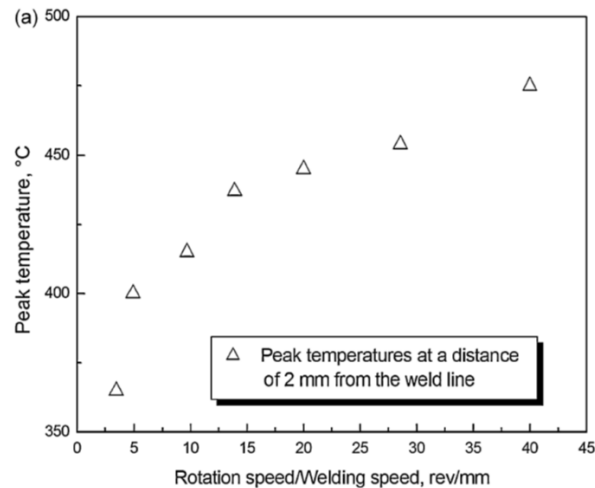


Figura 5- Temperatura máxima atingida na junta em função da velocidade de rotação da ferramenta para juntas da liga Al6082 processadas por FSW [22].

Outros autores, Jayaraman et al. [23], realizaram um conjunto de ensaios também com o intuito de avaliar a influência dos parâmetros de soldadura, mas desta vez em ligas de alumínio de vazamento. Na figura 6, é apresentado um conjunto de gráficos, um para cada liga, onde é possível verificar a influência da velocidade de rotação da ferramenta na resistência à tração da junta para cada caso.

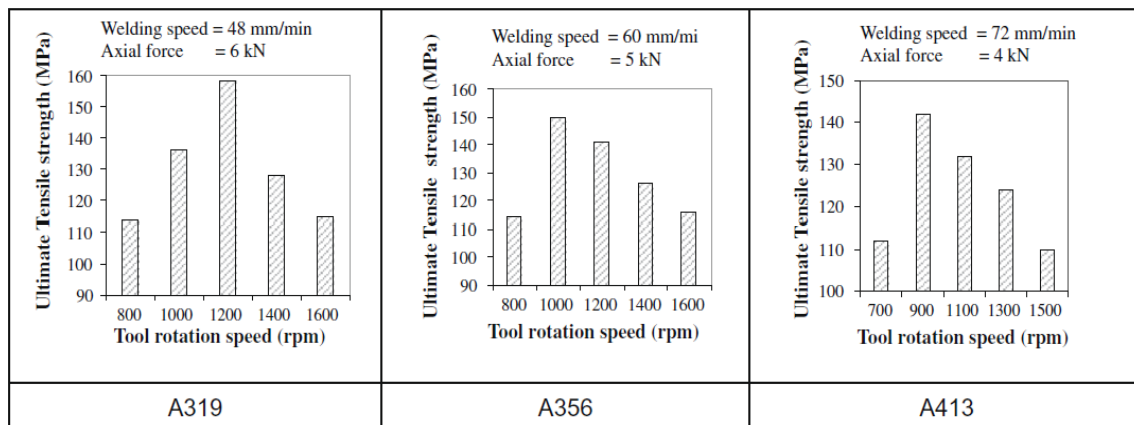


Figura 6- Resistência à tração de juntas, processadas por FSW, de 3 ligas de alumínio diferentes em função da velocidade de rotação da ferramenta [23].

Pode-se verificar pelos gráficos que para cada um dos casos existe um valor ideal de velocidade de rotação. Para valores inferiores ao ideal pode-se obter defeitos como túneis que são zonas bastante extensas de ausência de material. Isto verifica-se devido à fraca mistura das duas partes a unir, o calor gerado pode não ser suficiente para promover a fluidez necessária originando uma mistura incompleta. Por outro lado se for ultrapassada a velocidade de rotação ideal pode-se verificar um abaixamento da tensão de rutura devido ao excesso de calor gerado. As temperaturas mais elevadas originam o coalescimento dos precipitados na zona termicamente afetada (ZTA) fazendo assim baixar a resistência destas ligas. Além disso a elevada temperatura

irá originar um tamanho de grão maior o que irá também prejudicar as propriedades mecânicas [12,23].

A velocidade de avanço é outro parâmetro bastante importante e refere-se à velocidade com que a ferramenta avança sobre os materiais a unir, dando origem à linha de solda. Com o aumento da velocidade de avanço, para uma determinada velocidade de rotação, ocorre uma redução da temperatura do processo pois a ferramenta irá efetuar um menor número de revoluções na mesma zona e com isso a energia fornecida ao sistema é menor por unidade de área. No entanto, é importante salientar que valores cada vez mais altos de velocidade de avanço requerem obrigatoriamente um aumento da velocidade de rotação, caso contrário a mistura dos materiais a unir não será eficaz. Esta velocidade tem uma influência considerável na microestrutura obtida, e consequentemente nas suas propriedades mecânicas. Vários estudos [21,22,23,24] foram realizados com o objetivo de analisar as alterações na microestrutura com o aumento desta velocidade. Foi observado que para uma velocidade de rotação constante o aumento da velocidade de avanço projeta uma redução na ZTA e uma microestrutura mais fina na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) com um tamanho de grão muito pequeno e uma melhor distribuição dos precipitados. No entanto, esse efeito ocorre até uma determinada velocidade de avanço, a partir da qual deixa de existir este refinamento da estrutura devido ao pouco tempo de permanência da ferramenta num determinado local, dando origem a uma baixa taxa de deformação [21,23,24]. Cavaliere et al. [22] também analisaram o efeito da velocidade de avanço nas propriedades de uma junta de Al6082. Na figura 7, pode-se observar esse efeito através das diferentes curvas tensão para soldaduras processadas com diferentes velocidades. Pode-se verificar que a curva que apresenta melhores valores é a correspondente à velocidade de 115mm/min.

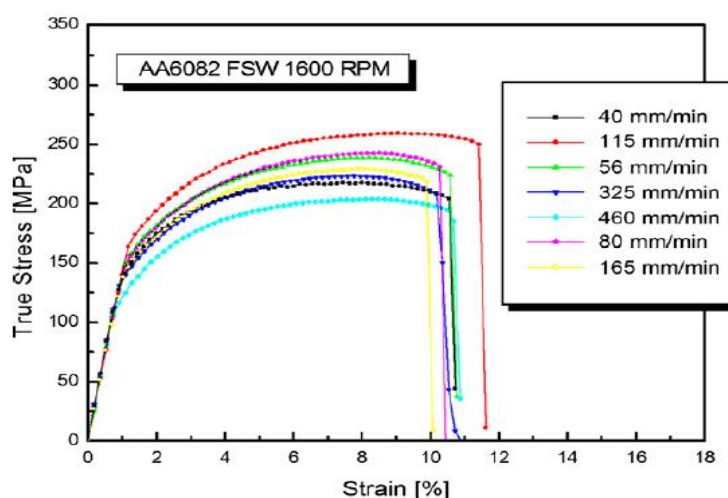


Figura 7- Curvas tensão/deformação para juntas da liga Al6082 processadas por FSW com diferentes velocidades de avanço [22].



A inclinação da ferramenta no sentido de avanço, como é apresentado na figura 8, certifica que o material que se encontra a ser misturado não se afasta da zona de influência do pino e do encostador levando-o a avançar de uma forma eficiente da frente da ferramenta para trás desta. Para cada caso prático deve ser avaliada a melhor inclinação de modo a obter uma soldadura em boas condições. Demasiada inclinação significará uma maior penetração do encostador num dos lados e isto pode originar soldaduras com uma redução de espessura na junta o que para muitos casos pode não ser conveniente. Por outro lado um ângulo demasiado pequeno pode levar a que o material a ser misturado rapidamente se afaste da zona de mistura sem que esta fique devidamente consolidada dando origem a falhas internas de material [12,15,20].

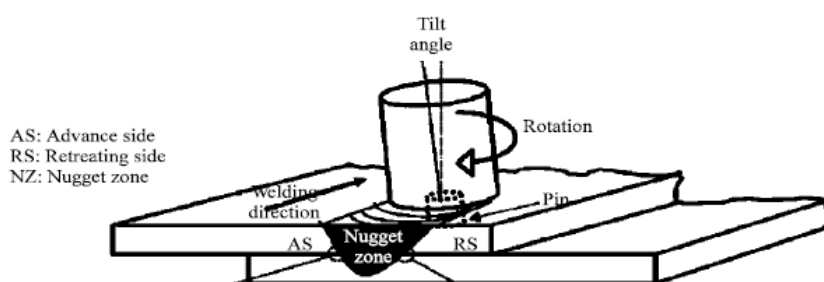


Figura 8- Esquema da soldadura por FSW de uma junta sobreposta onde é apresentado o ângulo aplicado à ferramenta [24].

A profundidade de penetração refere-se à penetração da ferramenta no material de trabalho e está diretamente relacionada com a força axial aplicada. Quanto maior é a força maior será a penetração da ferramenta. No processo de FSW a ferramenta é inserida no material mergulhando o pino na sua totalidade e, normalmente, uma pequena porção do encostador, garantindo assim o contacto total do encostador na amostra durante o processo. É importante que a força aplicada seja corretamente definida ao iniciar a soldadura, caso esta seja muito baixa poderá ocorrer falhas de contacto do encostador com a peça o que irá prejudicar gravemente o processo de mistura, promovendo falhas internas de material. No caso de ser maior do que o necessário, além de uma redução da espessura da junta soldada, o calor gerado no processo poderá ser excessivo, gerando soldaduras com ZTA's demasiado extensas [12,23,25]. No trabalho realizado por Jayaraman et al [23] pode-se verificar os resultados da tensão à rutura, de peças soldadas por FSW, em função da força axial aplicada. Os gráficos para diferentes ligas podem ser observados na figura 9. Verifica-se um aumento nas tensões com o aumento da força axial até um determinado valor a partir do qual começa novamente a descender. A força ideal a ser aplicada pode ser assim determinada.

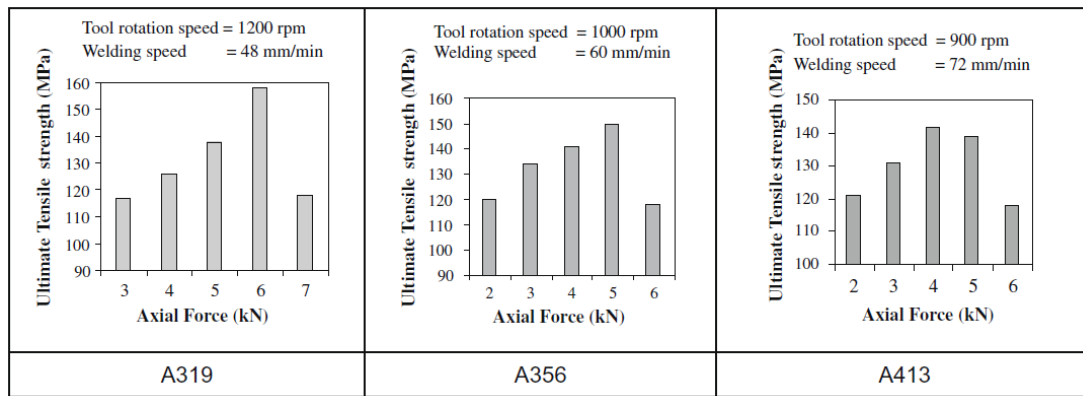


Figura 9- Resistência à tração de juntas, processadas por FSW, de 3 ligas de alumínio diferentes em função da força axial aplicada [23].

### 3.3) Caracterização microestrutural de juntas obtidas por FSW

A FSW origina juntas muito diferentes das obtidas pelos comuns processos de fusão como se pode observar na figura 10. A secção transversal da soldadura revela quatro zonas distintas: material de base (MB), ZTMA, ZTA e zona nugget (ZN). No centro, a junta é caracterizada pela ZN (d). Esta é a zona que se encontra em contacto direto com a ferramenta. A ZTMA (c) é a zona que sofre influência termomecânica apenas por contacto com o fluxo rotacional. A ZTA (b) é a que apresenta maior dimensão e está apenas sujeita ao efeito da temperatura promovida pelo atrito gerado no processo. A ZTA perlonga-se até o efeito térmico já não ser significativo passando então a ter MB (a) [4,10,12,19].

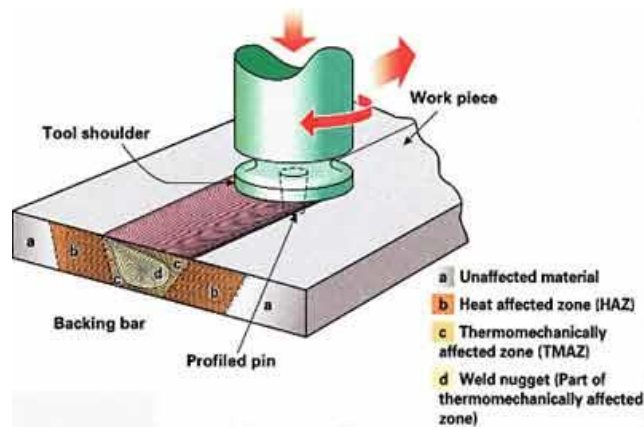


Figura 10- Esquema do processo de FSW apresentando as diferentes zonas de soldadura, a zona a) corresponde ao MB, a b) à ZTA, a c) à ZTMA e a d) à ZN [26]

#### 3.3.1) Zona termicamente afetada (ZTA)

A ZTA é caracterizada por ser a zona da junta afetada apenas pela temperatura. Adamowski et al. [27] apresentam resultados da análise térmica obtida na ZTA de juntas da liga Al6082-T6 soldadas por fricção linear. Os valores máximos obtidos rondaram os 250°C. Como consequência das temperaturas atingidas a microestrutura sofre alterações que se revelam em

variações nas propriedades mecânicas ao longo da ZTA. Essas alterações são mais evidentes quanto mais próximo da ZTMA. Quanto mais próximo do material de base menor será a energia térmica, até atingir um ponto onde a temperatura não é suficiente para promover alterações na microestrutura [4,10,12].

Nas ligas de alumínio a ZTA, devido ao ciclo térmico ao qual esta zona está sujeita, pode sofrer ligeiro crescimento de grão. No entanto é muito pouco significativo já que a temperatura atingida não é muito alta, especialmente quando comparado com os comuns processos de soldadura por fusão. Para além desse efeito de crescimento de grão, os precipitados presentes na liga vão sofrer alterações. No caso da liga em estudo, a microestrutura inicial, apresenta uma distribuição uniforme de precipitados  $\beta''$  e  $\beta'$  e a energia térmica fornecida ao sistema poderá promover o coalescimento dos precipitados dando origem a precipitados  $\beta$  com um poder de endurecimento consideravelmente inferior. Estes precipitados grosseiros, distribuídos heterogeneamente, podem originar os valores mais baixos de dureza em toda a secção transversal [4,6,12].

### 3.3.2) Zona termomecanicamente afetada (ZTMA)

A ZTMA corresponde a toda a zona que é afetada termicamente e mecanicamente, incluindo a ZN. No entanto, devido às diferenças microestruturais entre a ZTMA e ZN passaremos a considerar estas como zonas distintas. Assim sendo a ZTMA é sujeita a deformação devido ao fluxo rotacional promovido pela ferramenta, sem ocorrer contacto direto com esta. Como tal a taxa de deformação é mais reduzida e com isso o refinamento da estrutura é menos intenso do que na ZN. Na figura 11 é apresentada a microestrutura de uma junta, processada por FSW da liga Al6082. Pode-se verificar a diferença microestrutural entre a ZTA e ZTMA, apresentando esta última zona um grão consideravelmente mais fino como consequência da deformação [4,10,12].

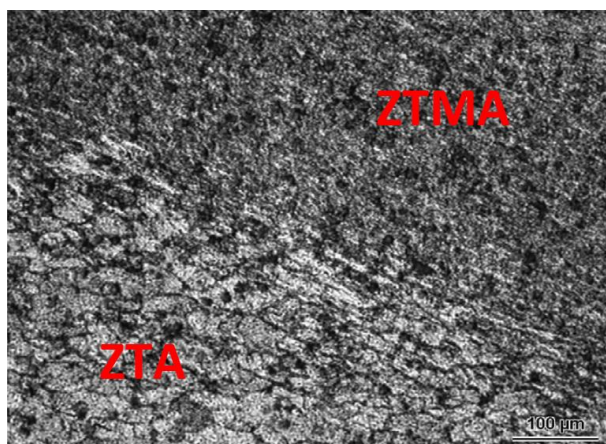


Figura 11- Microestrutura de uma junta da liga Al6082 soldada por FSW apresentando a ZTA e ZTMA [23].

Para toda a ZTMA, incluindo a ZN, a temperatura atingida leva à dissolução de uma parte dos precipitados originando uma solução sólida sobressaturada. A dissolução dos precipitados é a causa da redução típica de dureza na ZTMA. No entanto, um tratamento posterior à soldadura irá promover a precipitação homogênea por toda a estrutura aumentando consideravelmente a resistência da junta de soldadura [4,6].

### 3.3.3) Zona nugget (ZN)

No centro da soldadura temos então a ZN onde é atingida a maior temperatura e deformação. Nesta zona o metal encontra-se em contacto direto com a ferramenta sendo sujeito a mecanismos complexos de fluxos metálicos. A deformação contínua aliada à elevada temperatura dá origem a fenómenos de recristalização dinâmica. Este tipo de recristalização é a causa da obtenção de uma estrutura de tamanho de grão muito pequeno. A deformação extrema leva a formação de fronteiras de subgrão e deslocamentos que vão ser zonas de elevada energia propícias à nucleação de novos grãos. Na figura 12 é apresentada a microestrutura de uma junta da liga Al6082 soldada por FSW. A ZN é aquela que apresenta uma microestrutura mais fina. A deformação acentuada, nesta zona do material, proporciona uma microestrutura com um tamanho de grão muito pequeno [4,10,12].

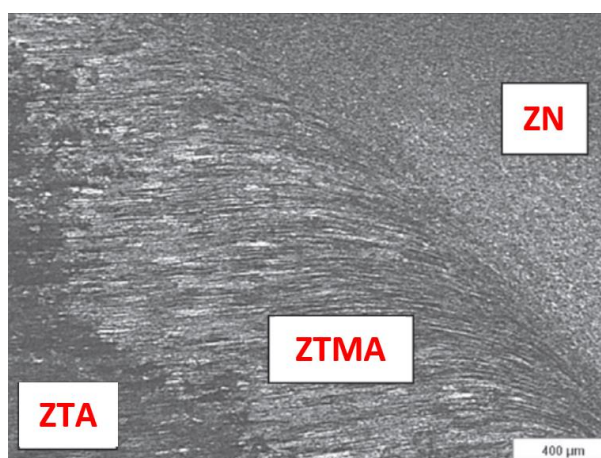


Figura 12- Microestrutura de uma junta da liga Al6082 soldada por FSW apresentando a ZTA, ZTMA e ZN [28].

#### 3.3.3.1) Mecânica dos fluxos metálicos

O estudo dos fluxos metálicos que são proporcionados pelo processo de FSW é de elevada importância, sendo este um processo de soldadura no estado sólido a ligação é maioritariamente mecânica. Assim sendo é necessário promover um fluxo adequado para se efetuar uma mistura consistente entre as duas partes a unir [12,29].

Durante o processo o pino promove a rotação do metal num estado viscoso fazendo este mover-se para o sentido oposto ao de soldadura, colocando por isso o metal para trás do pino. Inicialmente o metal é extrudido em volta do pino na direção do encostador onde é forjado

deixando para trás uma mistura das duas partes a serem unidas. O perfil do pino vai ter uma grande influência na fluidez do metal e na velocidade de soldadura, que por si irá definir a qualidade da soldadura, é por isso de elevada importância o uso de um pino com o perfil adequado ao trabalho de soldadura e materiais a usar [12,15,19]. No artigo realizado por Elangovan et al. [19] são apresentados um conjunto de procedimentos experimentais com a liga Al6061 usando diferentes perfis de pinos concebidos em aço de alto carbono. No gráfico da figura 13 pode-se verificar os valores de microdurezas Vickers, na ZN, em função do tipo de perfil (a carga utilizada nos ensaios foi de 500 g).

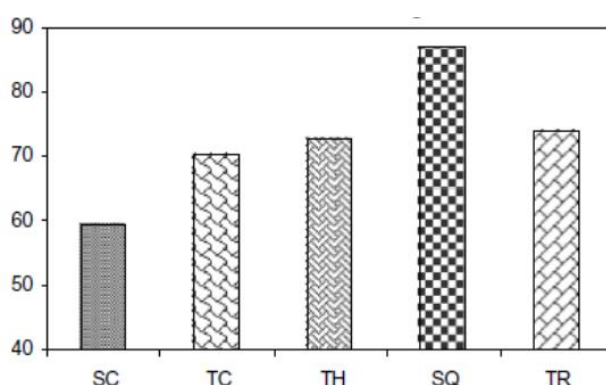


Figura 13- Dureza HV/0,5 em juntas de Al6061 processadas por FSW em função do perfil do pino da liga. SC- cilíndrico; TC- cilíndrico com rosca; TH- cônico; SQ- prisma quadrangular; TR- prisma triangular [19].

Na soldadura por fricção linear o fluxo de metal no lado do avanço vai ser diferente do fluxo no lado do recuo. O material que se encontra no lado do recuo nunca chega a entrar em contacto com o fluxo rotacional junto da ferramenta, já o do lado do avanço forma um leito fluidizado que vai rodar em torno do pino. Após algumas revoluções em volta do pino, o material acaba por se afastar do resto do fluxo surgindo imediatamente atrás do pino, tendo em consideração o sentido de avanço da ferramenta [19,30,31].

Na parte superior da ZN o principal responsável pelo mecanismo de transporte do material é o movimento de rotação do encostador. O diâmetro e perfil deste encostador vai determinar a formação de calor do processo através do atrito gerado. Quanto maior o diâmetro mais calor vai ser gerado e consequentemente maior será a ZTMA e ZTA. Para obter os melhores resultados mecânicos é necessário que estas duas zonas tenham a menor dimensão possível, por isso o diâmetro do encostador é tão importante. Este deve ser grande o suficiente para gerar o calor necessário para uma boa consolidação da junta soldada, mas não deve ultrapassar o diâmetro necessário para tal, com a consequência de se obterem ZTMA's e ZTA's maiores do que o necessário [10,19,31].

Wang et al. [30] processaram uma soldadura de uma liga Al2024 com uma Al1060 com o intuito de estudar a mecânica dos fluxos de ligas de alumínio durante o processo de soldadura por FSW. Na figura 14 é apresentada a microestrutura da secção transversal (a) e longitudinal (b) de uma junta de soldadura onde é possível verificar padrões de fluxo metálico.

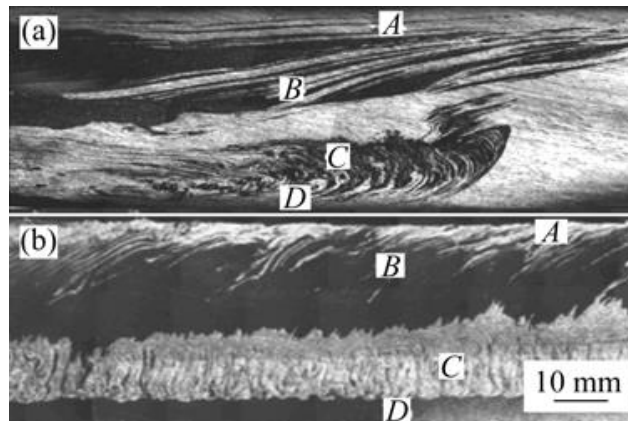


Figura 14- Microestrutura da secção transversal (a) e da secção longitudinal (b) apresentando os padrões de fluxos metálicos de uma junta de Al2024 com Al1060 soldada por FSW [30].

Na secção “A” pode-se verificar um fluxo horizontal que corresponde à zona em contacto com o encostador. Aqui o fluxo de metal que vem de baixo, devido ao efeito de extrusão promovido pelo pino, colide com o encostador originando uma pressão sobre esta zona do material. A forma do encostador permite com que o material permaneça em rotação até à passagem da ferramenta. O fluxo descendente apenas se verifica após a passagem do pino. A zona “B” é apresentada imediatamente abaixo, esta zona é sujeita a uma temperatura inferior à da zona “A” devido à maior distância ao encostador. Como a temperatura é menor na zona “B”, esta zona vai apresentar uma maior viscosidade ou uma menor plasticidade que a zona “A”, logo estas duas nunca se chegam a misturar. Em vez disso o que se verifica são padrões com diferentes orientações, com fluxos ascendentes e descendentes. A zona “C” apresenta lamelas verticais devido ao efeito do pino, a esta distância a influência do encostador é insignificante e por isso as forças em consideração são a força de extrusão e a força tangencial devido à rotação da ferramenta. A separação entre a zona “B” e “C” é bastante visível devido aos diferentes padrões de fluxo nestas zonas. A secção “D” corresponde à secção onde não existe contacto com o pino, aqui o material não é misturado.

#### 3.3.3.2) Recristalização dinâmica

A microestrutura de juntas de ligas de alumínio processadas por FSW, normalmente revelam a existência de uma estrutura de grão fino na ZN. Esta estrutura é justificada pela existência de mecanismos de recristalização dinâmica [32,33].

A recristalização dinâmica é um mecanismo de recristalização acompanhado de deformação plástica a temperaturas elevadas. Quando isto se verifica obtém-se um processo contínuo de deformação-recristalização. Este processo pode ser visualizado através da curva de tensão/deformação apresentada na figura 15 [33,34].

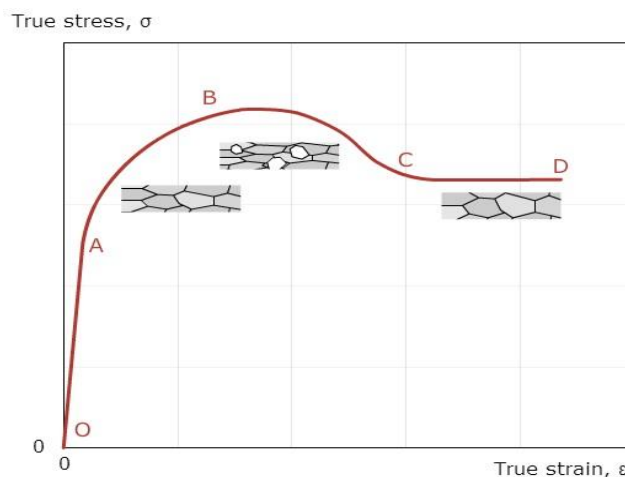


Figura 15- Imagem de uma curva tensão/deformação [34].

Inicialmente o material vai sofrer deformação devido às tensões aplicadas. Essa energia de deformação é acumulada nas deslocações até ao ponto “B”, ver figura 16 onde são apresentadas imagens de deslocações numa liga Al6082. Neste ponto inicia-se a etapa de recristalização através da nucleação de novos grãos nas zonas de maior energia, ocorrendo uma redução na tensão pois à medida que ocorre a recristalização obtemos um alívio das tensões internas que serviam de bloqueio à deformação. Nos processos estáticos existe uma etapa intermédia de restauração onde o aquecimento da liga irá promover a recuperação das suas propriedades através da remoção da maior parte das deslocações. No entanto, no caso da recristalização dinâmica, como ocorre deformação durante todo o processo, as etapas de restauração ocorrem em simultâneo com a deformação, o que leva a que a liga esteja constantemente a acumular novas deslocações. Este carácter de deformação contínua a alta temperatura, característico do processo de FSW, leva a que os grãos formados acumulem imediatamente novas deslocações. Estas não só vão servir de bloqueio ao crescimento de grão como vão ser zonas propícias à nucleação de novos grãos, dando-se continuidade a este processo cíclico. O bloqueio ao crescimento dos grãos e a recristalização cíclica são a causa da estrutura fina presente nas zonas nugget [6,34,35].



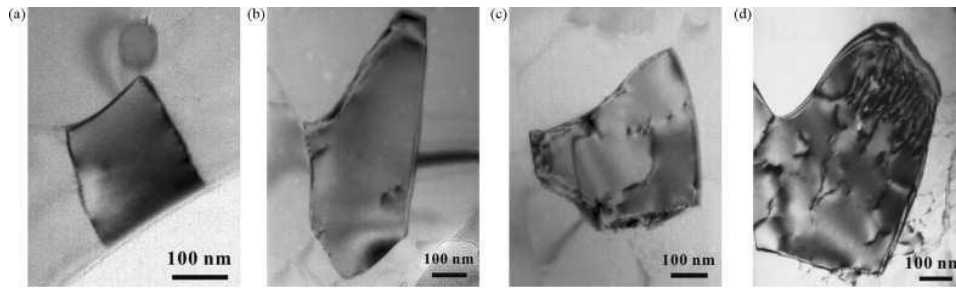


Figura 16- Deslocações no interior dos grãos, de uma liga Al6082, para taxas crescentes de deformação [34].

Os processos de recristalização dinâmica presentes na soldadura por fricção linear em ligas de alumínio é um tema que ainda requer algum estudo de modo a se poder definir corretamente os mecanismos que ocorrem na ZN. Existem no entanto dois mecanismos de recristalização dinâmica que podem ocorrer durante este processo: a recristalização dinâmica descontínua (DDRX) e a recristalização dinâmica contínua (CDRX) [6,12].

A DDRX é comum ocorrer em materiais de baixa energia de falha de empilhamento. Nestes materiais, a nucleação de novos grãos ocorre nas fronteiras de elevado ângulo geradas pela deformação. A energia acumulada nessas fronteiras é a força motriz da nucleação de novos grãos ocorrendo com isso a migração dessas fronteiras de grão. Este mecanismo é pouco comum em ligas de alumínio, no entanto algumas ligas com grandes quantidades de fases secundárias podem sofrer recristalização por este mecanismo, a presença destas fases secundárias faz reduzir a energia de falha de empilhamento por funcionarem como bloqueio às deslocações [6,12].

Quanto a CDRX, esta tem sido muito estudada como sendo o principal mecanismo de recristalização a ocorrer em ligas de alumínio. É um processo característico em materiais de elevada energia de falha de empilhamento. Nestes materiais, durante o processo de deformação, existe rotação dos subgrãos gerando uma desorientação interna no grão com baixa migração das suas fronteiras. Na figura 17 é apresentado um esquema e uma imagem, respetivamente, de uma fronteira de subgrão. Com a continuação da deformação estas fronteiras vão se transformando em fronteiras de grão de elevado ângulo dando origem a novas zonas propícias à nucleação de novos grãos [6,12].



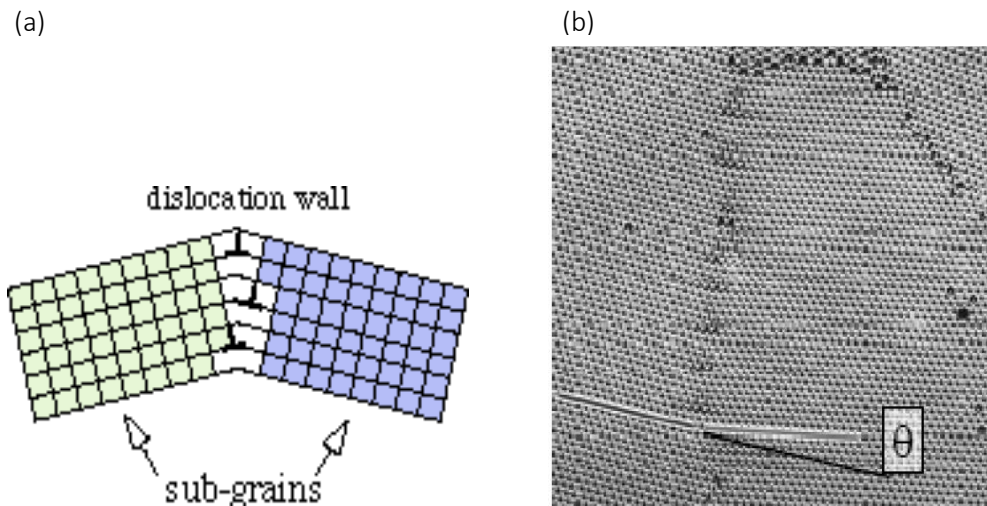


Figura 17- (a) Esquema de uma deslocação no interior de um grão dando origem ao subgrão e à fronteira de subgrão, (b) microscopia eletrônica de uma fronteiras de subgrão [34].

### 3.3.3.3) Textura

A textura é uma característica dos materiais e está relacionada com a distribuição das orientações cristalográficas, é dito que um material apresenta textura quando existe um padrão nessas orientações. A textura influencia algumas propriedades dos materiais como a resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão. Na FSW, como é imposto deformação no material, o estudo da textura é bastante importante pois permite tirar algumas conclusões quanto aos fluxos metálicos e tensões de deformação a ocorrer durante a soldadura [12,36]

Suhuddin et al [36] realizaram um estudo à evolução da orientação cristalográfica ao longo da secção horizontal da soldadura de uma liga Al6016. À frente da ferramenta os grãos são tracionados no sentido de rotação da ferramenta. Aqui os grãos tendem a alinhar com os planos de deslocação  $\{111\}$ , que no caso de materiais com estrutura CFC é a família de planos cristalográficos com maior densidade atômica. Na zona mais próxima do pino a textura muda assumindo os grãos uma orientação na família de planos  $\{112\}$  com a direção  $\langle 110 \rangle$ . Este tipo de textura é conhecida como a textura simples de deformação e é comum em alguns materiais quando sujeitos a tensões de deformação elevadas. Na zona atrás da ferramenta o material sofre inicialmente deformação a quente promovida pelo encostador e recozimento estático durante o arrefecimento. Esta etapa do processo promove a recristalização em quase toda a totalidade do material soldado proporcionando a textura cubica  $\{100\} \langle 100 \rangle$  comum em ligas de alumínio sujeitas a recristalização.

Ainda dentro do estudo da textura em FSW temos as variações de orientação cristalográfica ao longo da secção transversal. Sato et al [37] analisaram juntas da liga Al6063 obtendo informação sobre as diferenças de textura entre a zona mais superficial, junto do

encostador, e a zona central da soldadura. Na zona mais à superfície o efeito de deformação do encostador proporciona uma orientação cristalográfica nos planos  $\{111\}$  com a direção  $\langle 001 \rangle$ . Já a zona mais central, onde a deformação é apenas afetada pela rotação do pino, verificou-se orientações  $\{110\} \langle 001 \rangle$  e  $\{114\} \langle 221 \rangle$ .

Na figura 18 são apresentados os resultados obtidos por EBSD de uma junta de alumínio monocristalino soldada por FSW. As diferentes cores representam diferentes orientações cristalográficas e fronteiras com mais de  $15^\circ$  de desorientação são indicadas com linhas pretas. Acima da imagem é descrito o principal mecanismo a ocorrer em cada zona, enquanto que abaixo da imagem são indicadas as diferentes componentes de textura para cada uma dessas zonas [38].

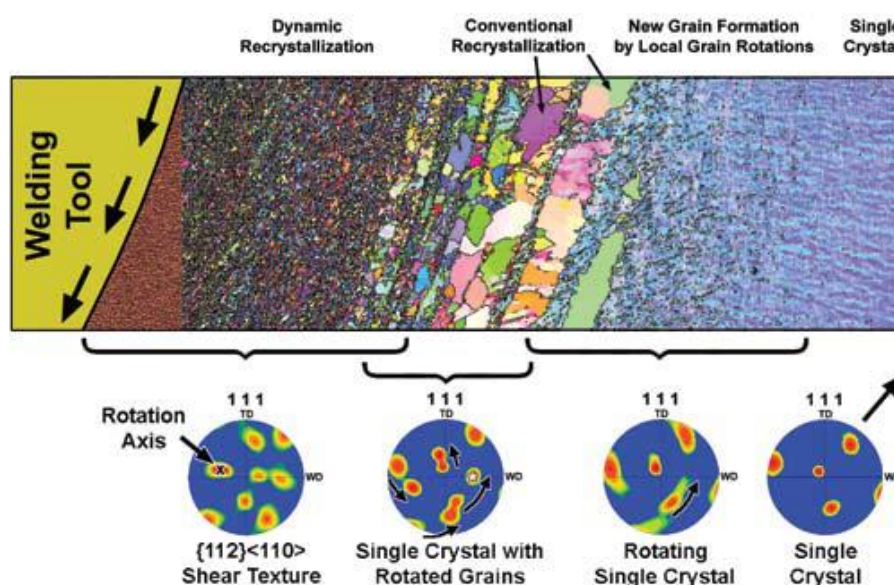


Figura 18- Resultados obtidos por EBSD de uma junta de alumínio monocristalino soldada por FSW [38].

### 3.4) Principais aplicações

A FSW, apesar de ser um processo de soldadura relativamente recente, tem adquirido nos últimos anos especial atenção por parte das indústrias produtoras. O crescente interesse na FSW resulta das características inerentes a este processo, o baixo consumo energético, a possibilidade de unir ligas de elevada reatividade, como o caso de ligas de alumínio, sem necessidade de gás protetor ou material de adição, as baixas temperaturas atingidas quando comparado com processos de fusão, a ausência de empenamento devido à redução volúmica durante a solidificação, a boa resistência mecânica das juntas promovida pela recristalização dinâmica, a obtenção de juntas limpas sem necessidade de etapas de acabamento, são algumas das vantagens obtidas com o uso desta técnica [15,16].

As principais indústrias a aplicar a soldadura por fricção linear são:

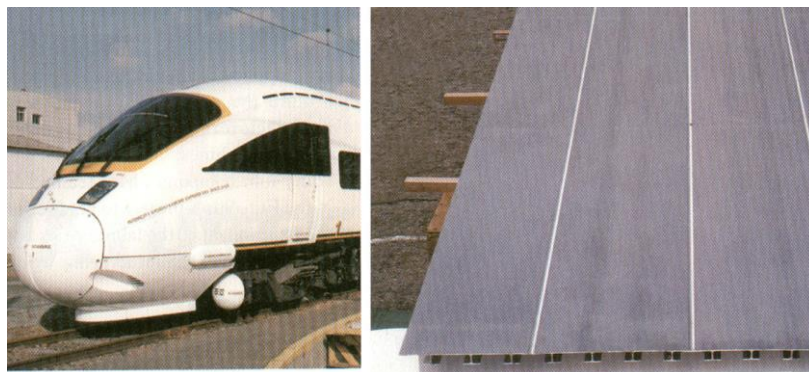
- **Indústria naval**- Grande parte dos painéis usados na construção de um barco podem ser unidos por este processo, como por exemplo painéis de parede, divisórias, painéis para o casco, entre outros. Para além de painéis alguns componentes relacionados com o sistema de propulsão (motor e seus componentes) podem ser soldados por FSW. A possibilidade de promover com relativa facilidade a união de ligas de alumínio de elevada resistência, que por norma são difíceis de unir por métodos de fusão, permite à indústria naval aplicar estas ligas em substituição dos comuns aços, baixando significativamente o peso dos barcos. Na figura 19 pode-se observar um equipamento de FSW, concebido pela ESAB, usado para promover a ligação de painéis para a construção de barcos na Marine Aluminium [4,16].



*Figura 19- ESAB SuperStir™ FSW, equipamento de FSW utilizado na Marine Aluminium para promover a ligação de painéis de alumínio para aplicação na construção de barcos [16].*

- **Indústria automóvel**- De modo geral quase todos os componentes de alumínio presentes num carro podem ser unidos por FSW, como por exemplo, para-choques, sistemas de suspensão, veios de transmissão, coletores de admissão, blocos de motor, cabeça dos cilindros, portas, carroçarias, depósitos de gasolina, entre outros. Devido às legislações cada vez mais apertadas em relação aos consumos, com o intuito de reduzir os impactes ambientais, a indústria automóvel está constantemente a lutar para a obtenção de veículos cada vez mais leves mantendo os altos níveis de resistência e durabilidade. Para tal o uso de ligas mais leves, especialmente ligas de alumínio de alta resistência, tem vindo a ser cada vez mais comum substituindo, em alguns casos, quase toda a totalidade dos componentes produzidos em aço ou ferro fundido. A FSW têm também a vantagem de permitir a união de materiais dissimilares com elevada facilidade [10,16].

- **Indústria ferroviária-** O uso da FSW nesta área industrial têm vindo a crescer muito nos últimos anos. A principal aplicação é na união de painéis para o chão, parede e teto, em estruturas de suporte dos bancos, em portas, entre outras aplicações. Alguns registos de acidentes onde as causas foram apontadas para falhas na ZTA e zona de fusão (ZF), em processos de soldadura por fusão, levaram à procura acelerada de novos processos que originem melhores propriedades na junta. Para além das questões de resistência da junta, o baixo empenamento das estruturas e a ausência de rebarbas torna este processo ainda mais interessante, especialmente quando nos referimos a comboios de alta velocidade onde, por exemplo, os painéis externos devem se encontrar o mais simétricos possível para obter uma melhor aerodinâmica. Na figura 20 é apresentada uma imagem de painéis de alumínio para um comboio de alta velocidade no Japão, a ligação dos painéis é executada por FSW [4,16,39].



*Figura 20- Painéis ligados por FSW para a construção de comboios de alta velocidade no Japão [4].*

- **Indústria da aviação-** Devido às elevadas exigências na construção de aviões, quer por motivos de segurança ou por motivos económicos (baixo peso), este sector industrial é um dos principais candidatos ao uso da soldadura por fricção linear. O uso de ligas de alumínio na produção de aviões é uma necessidade indiscutível para a indústria da aviação devido às excelentes propriedades mecânicas aliadas à baixa massa volúmica. No entanto, como já foi mencionado, muitas destas ligas apresentam baixa soldabilidade por métodos tradicionais de fusão, um bom exemplo é o caso das ligas Al-Li que são ligas com excelentes propriedades mas são consideradas ligas não soldáveis. Como tal, o uso deste tipo de ligas requer a utilização de outros métodos de união como por exemplo rebiteagem, o uso de rebites têm o inconveniente de aumentar o peso do avião. Assim sendo o uso da FSW é uma das principais escolhas para promover união destas ligas consideradas não soldáveis. Para lá das questões de soldabilidade existe também um interesse elevado neste processo devido à qualidade superior das juntas de soldadura garantindo assim uma maior resistência e durabilidade oferecendo maior segurança. As

aplicações possíveis, para a FSW, na indústria da aviação são inúmeras, quase todas as ligações na fuselagem podem ser feitas por este processo, a ligação de painéis quer externos quer internos e divisórias internas, assim como alguns componentes mecânicos do avião [10,12,40].

#### 4. Soldadura a laser

A soldadura por Laser é um processo de soldadura por fusão onde um feixe concentrado de luz monocromática é focado na zona da ligação. A energia fornecida ao sistema por este feixe de luz (Laser) promove a fusão localizada dos materiais dando origem à junta. Esta técnica foi inicialmente desenvolvida por Maiman [41] em 1960. Ainda durante a década de 60 diversos estudos científicos foram realizados com avanços tecnológicos consideráveis para aplicação industrial. Em 1965 surgiram as primeiras aplicações deste processo de união usando um laser pulsado de Nd-YAG (granada de ítrio e alumínio dopada com neodímio) que é um laser de estado sólido. Na década 70, com o desenvolvimento de tecnologias de laser por CO<sub>2</sub> (laser de estado gasoso), capazes de produzir feixes de elevada energia, até 50 kW, o interesse industrial cresceu bastante. Este laser de elevada energia proporciona uma maior penetração do feixe na junta de soldadura. Com isto tornou-se possível a ligação de estruturas de maior dimensão aumentando consideravelmente as aplicações industriais. Mais recentemente foram desenvolvidas novas técnicas de soldadura a laser de elevada energia, como o caso dos lasers de fibra ótica e os lasers de disco de Yb-YAG (granada de Ítrio e alumínio dopada com itérbio) que se têm revelando boas alternativas às técnicas mais comuns de laser [42,43,44].

As principais vantagens da soldadura por laser são a alta precisão, a elevada penetração, elevada velocidade de soldadura, baixa transferência de energia térmica para a peça, baixo empenamento, elevada flexibilidade e possibilidade de total automação. Quando os parâmetros do processo são devidamente ajustados, é possível obter juntas de elevada qualidade apresentando uma boa resistência mecânica quando comparadas com juntas obtidas pelos processos mais comuns de soldadura por fusão (MIG/MAG, TIG, SER entre outros). As principais desvantagens do processo são o elevado custo do equipamento, a baixa eficiência energética (na ordem dos 20%) e a maior dificuldade em fundir materiais muito refletivos ou com elevada condutividade térmica. Sendo este um processo de soldadura por fusão poderá originar elevada porosidade e fissuração na junta, sendo necessária uma seleção e otimização dos parâmetros para evitar estes defeitos [42,43,44,45].



#### 4.1) Processo e seus componentes

Na figura 21 é apresentado um esquema simplificado do processo de LBW. A fonte emissora (1) é a fonte que produz o laser. O conceito base de funcionamento da fonte emissora consiste na excitação de um meio que pode ser sólido ou gasoso ( $\text{CO}_2$ , Nd-YAG, Yb-YAG, etc). O material que constitui este meio, quando irradiado com energia, é excitado para um nível energético superior, ao retomar ao seu estado natural liberta fótons. A acumulação de fótons coerentes, ou em fase, origina a formação do laser. O sistema ótico (2) permite a focagem do laser, reduzindo a área de incidência do laser a quantidade de energia por unidade de área vai ser superior, promovendo assim temperaturas suficientemente elevadas para permitir a fusão do material a ser soldado. Grande parte das soldaduras por fusão em ligas de alumínio necessitam de um gás protetor este pode ser injetado diretamente pelo bocal de saída do laser (3) ou por um sistema externo direcionado para a junta a soldar. Formado o laser este progride pela junta a uma velocidade de avanço predefinida, dando origem à junta de soldadura (4) [42,43,46].

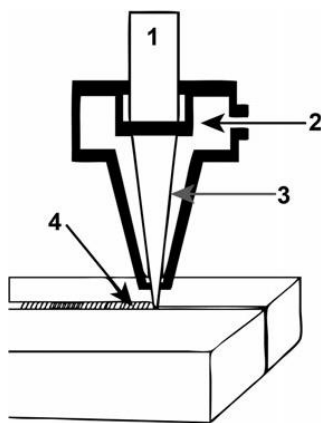


Figura 21- Esquema do processo de LBW. 1- Fonte emissora do laser, 2- sistema ótico, 3- bocal de saída do laser e do gás protetor, 4- junta de soldadura [42].

A soldadura por laser pode ser obtida por dois modos dependendo da intensidade do laser. Para lasers de baixa intensidade energética a fusão do material ocorre por condução térmica, o laser promove a fusão do material na zona de incidência e a condução da energia térmica para o material adjacente origina um banho de fusão como é apresentado na figura 22 (a). Este modo de soldadura é chamado de soldadura por condução e origina juntas com um rácio de profundidade de penetração/espessura da junta muito próximo de 1. Para lasers de maior intensidade energética o modo de soldadura é alterado para soldadura por penetração. Neste modo ocorre a evaporação do material, os gases originados nessa evaporação formam uma coluna dentro da junta criando uma pressão nas paredes desta. Esta pressão evita que o metal fundido não colapse para dentro da junta permitindo ao laser atingir profundidades de penetração elevadas. Estas juntas de soldadura são caracterizadas por apresentar um rácio de

profundidade de penetração/espessura da junta muito elevado, apresentando uma forma que se assemelha a um buraco de fechadura, ver figura 22 (b) [43,44,46,47].

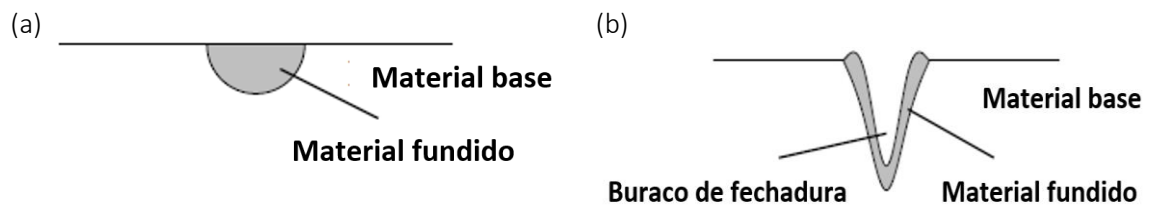


Figura 22- Esquema da junta de soldadura originada pela LBW. (a) Soldadura por condução, (b) soldadura por penetração [47].

#### 4.2) Parâmetros

A seleção e otimização dos parâmetros do processo é de elevada importância para a obtenção de juntas de soldadura de elevada qualidade. Os principais parâmetros são:

- Densidade energética - Potência do laser/ Posição do plano focal;
- Velocidade de avanço;
- Gás protetor.

A densidade energética é a quantidade de energia, transmitida pelo laser, por unidade de área e está diretamente ligada com a potência do laser e a posição do plano focal. Este último parâmetro é referente à posição do foco do laser em função da peça a ser unida. Se o plano focal se encontrar acima da superfície da peça tem-se uma desfocagem positiva; caso este se encontre abaixo da superfície tem-se uma desfocagem negativa. Este posicionamento do plano focal vai alterar o diâmetro de incidência do laser na peça e com isso altera a densidade energética para a mesma potência aplicada. Se o plano focal se mantiver é possível aumentar ou diminuir a densidade energética alterando a potência do laser. Nesse caso o diâmetro de incidência deste será o mesmo mas para um valor de potência diferente. Para a mesma velocidade de avanço, valores mais altos de densidade energética promovem profundidades de penetração cada vez maiores. O ajuste da densidade energética para um determinado caso vai depender do material a unir e da sua espessura. No caso de ligas de alumínio, devido à sua elevada refletividade e condutividade térmica, será necessária uma densidade energética superior à aplicada na ligação de um aço com a mesma espessura [46]; [48]. El-Batahgy et al. [1] realizaram um estudo com o intuito de avaliar a influência dos parâmetros de soldadura em ligas de alumínio. Na figura 23 é apresentado um gráfico da profundidade de penetração em função da posição do plano focal para as ligas ensaiadas. Pode-se observar que para as duas ligas ensaiadas a maior profundidade de penetração é obtida entre uma distância focal de aproximadamente -2 a 1 mm. Para distâncias

superiores a 1 mm a densidade energética é cada vez menor baixando a capacidade de penetração do laser. Para distâncias inferiores a -2 mm verifica-se também uma redução da profundidade de penetração, neste caso como o plano focal se encontra muito abaixo da superfície da junta a fusão desta zona é mais demorada, para obter maiores profundidades de penetração seria necessária uma menor velocidade de avanço.

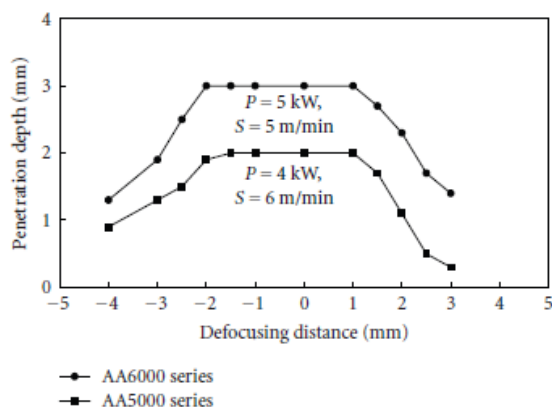


Figura 23- Profundidade penetração em função da posição do plano de foco para um conjunto de ligas ensaiadas da série 5xxx e 6xxx [1].

Um outro estudo, realizado por Zhang et al. [49] em juntas de soldadura de materiais dissimilares (Al5754/Al6013), apresenta a influência da potência do laser na profundidade de penetração e na espessura da junta de soldadura. No gráfico da figura 24 pode-se observar essa influência. A profundidade de penetração apresenta um crescimento considerável com o aumento da potência. Um aumento de 0,6kW refletiu-se num aumento de 1mm na profundidade de penetração. Quanto à espessura da junta, esta não apresentou uma grande alteração, tendo aumentado apenas 0,5mm. Sabendo que o diâmetro de incidência é o mesmo, independentemente da potência aplicada, não seria de esperar um crescimento elevado da espessura da junta, o pouco aumento que se verifica é consequência da condução térmica da zona de incidência para as zonas adjacentes. Quanto maior for a densidade energética maior energia térmica é transmitida para o material adjacente e como consequência a ZF aumenta ligeiramente.



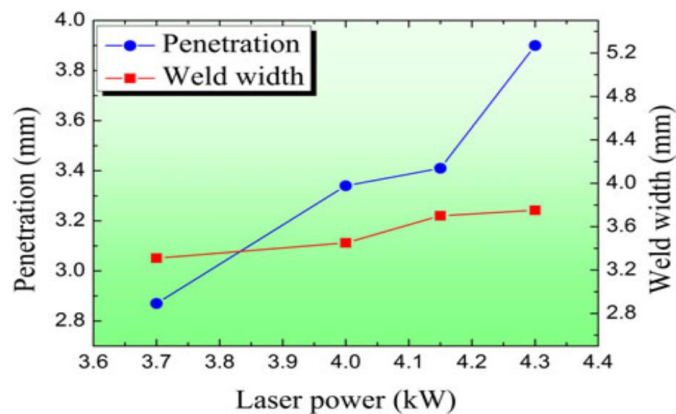


Figura 24- Influência da potência do laser na profundidade de penetração e na espessura da junta [49].

A velocidade de avanço é referente ao avanço do laser na junta de soldadura. Esta velocidade vai ter uma influência na profundidade de penetração e na espessura da soldadura. Para a mesma densidade energética de laser, quanto maior for a velocidade menor será o poder de penetração devido ao menor tempo de permanência do laser na mesma zona. No entanto, valores muito baixos da velocidade de avanço podem provocar fusão excessiva e perda de material por evaporação. Esta velocidade deve por isso ser ajustada de modo a obter juntas com adequada profundidade de penetração sem excesso de fusão [48]. Oliveira et al. [50] desenvolveram um estudo em juntas da liga Al6013 soldadas por laser. Neste estudo é feita uma análise aos parâmetros de soldadura. Na figura 25 são apresentados dois gráficos onde o gráfico (a) apresenta a profundidade de penetração em função da velocidade de avanço e o gráfico (b) apresenta a espessura da junta em função da velocidade de avanço. As quatro potências de laser aplicadas são apresentadas por diferentes cores legendadas na parte inferior dos gráficos. Pode-se verificar que para todos os casos ocorre uma diminuição da profundidade de penetração com o aumento da velocidade de avanço. Quanto à espessura da junta podemos verificar que esta diminui com o aumento da velocidade de avanço convergindo as diferentes curvas para o mesmo ponto. Assumindo que o diâmetro de incidência é sempre o mesmo, como foi explicado acima o aumento na espessura da junta é consequência da condução térmica. Assim sendo aumentando a velocidade de avanço reduzimos a quantidade de energia transferida para o sistema, a partir de uma certa velocidade o tempo de incidência do laser numa determinada zona é tão baixo que a diferença de potência aplicada não afeta a espessura da junta.

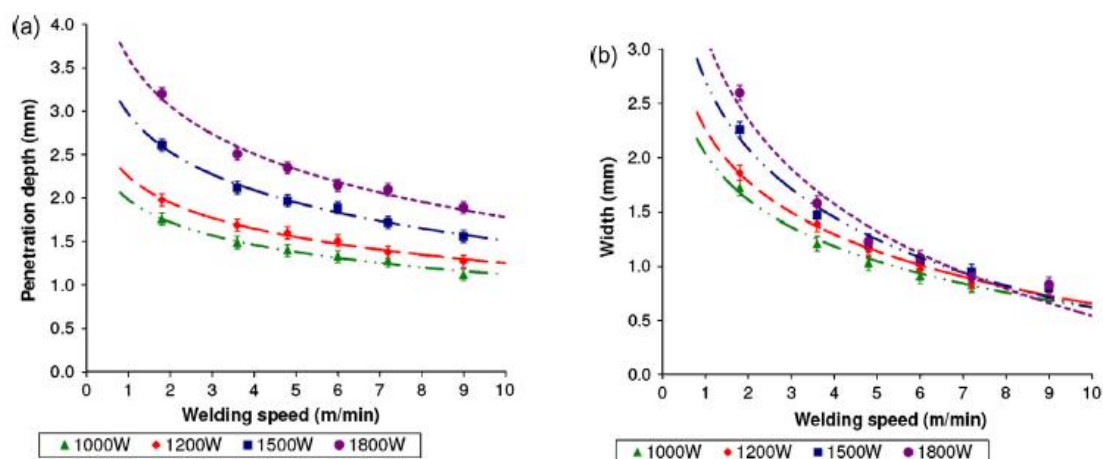


Figura 25- Espessura da junta e profundidade de penetração, de juntas da liga Al6013 processadas por LBW, em função da velocidade de avanço. (a) Profundidade de penetração/ velocidade de avanço, (b) espessura da junta de soldadura/velocidade de avanço [50].

Como já foi mencionado, a elevada reatividade das ligas de alumínio, especialmente ligas de alta resistência como a liga Al6082, torna-as difíceis de soldar por processos de soldadura por fusão. Para evitar a formação de óxido e a sua inclusão no banho de fusão é necessário incidir um fluxo de gás inerte para a junta de soldadura de forma a remover o  $O_2$ . Este fluxo de gás vai também remover os vapores do material fundido que originam a formação de pluma ou plasma, especialmente em soldadura por laser de  $CO_2$  onde este efeito pode reduzir consideravelmente o poder de penetração e originar elevada porosidade. Os dois tipos de gás normalmente utilizados são o He e o Ar. O He resiste melhor à formação de plasma, promove uma boa penetração do laser e origina juntas com baixa rugosidade superficial, é normalmente o gás escolhido para soldadura por laser de  $CO_2$ . Para soldaduras por laser de Nd-YAG é mais comum o uso de Ar. Este, ao contrário do He, é um gás mais pesado que o ar atmosférico, demorando mais tempo a dissipar-se da junta, além disso é também mais económico que o He. No entanto, devido à sua baixa energia de ionização facilmente pode originar a formação de plasma levando a uma absorção considerável da energia do laser. Em muitos casos é feita uma mistura dos dois gases de modo a obter as melhores condições de soldadura possíveis. Trabalhos experimentais usando N como gás protetor revelaram resultados muito positivos, com baixa porosidade e elevada profundidade de penetração podendo ser uma boa alternativa ao He e Ar [48]. No trabalho realizado Oliveira et al. [50] é apresentado um gráfico da profundidade de penetração em função da velocidade de avanço para juntas processadas com diferentes potências de laser e usando dois tipos de gás protetor, Ar e He, esse gráfico pode ser visualizado na figura 26. Pode-se observar que para as três potências aplicadas o He foi o que apresentou maior profundidade de penetração para as mesmas velocidades de avanço. Para este caso prático o uso do He revela ser a melhor escolha. Para uma determinada profundidade de penetração a velocidade de avanço a aplicar é

consideravelmente superior à que é necessária para juntas processadas com Ar, o que é benéfico já que o tempo de processamento de uma soldadura está diretamente ligado à velocidade de avanço.

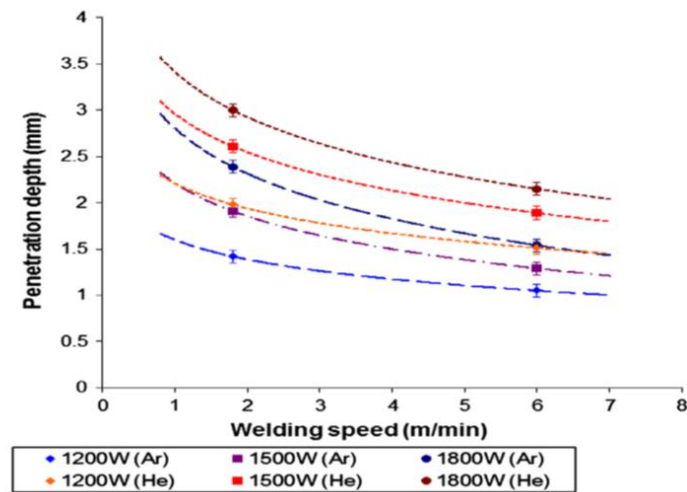


Figura 26- Profundidade de penetração em função da velocidade de avanço, para diferentes potências de laser usando dois gases protetores diferentes, de juntas de Al6013 processadas por LBW [50].

#### 4.3) Caracterização microestrutural de juntas obtidas por LBW

Como qualquer outro processo de soldadura por fusão, as juntas obtidas por LBW apresentam uma zona de fusão (ZF) e uma zona termicamente afetada (ZTA). Na figura 27 são apresentadas estas duas zonas numa junta de Al6061. No entanto, existem diferenças significativas na dimensão destas zonas em comparação com as geradas pelos processos de soldadura mais comuns. Devido às características inerentes ao laser a fusão da junta é muito localizada e rápida, com isto é possível obter juntas com uma ZF e ZTA de reduzidas dimensões [48,51].

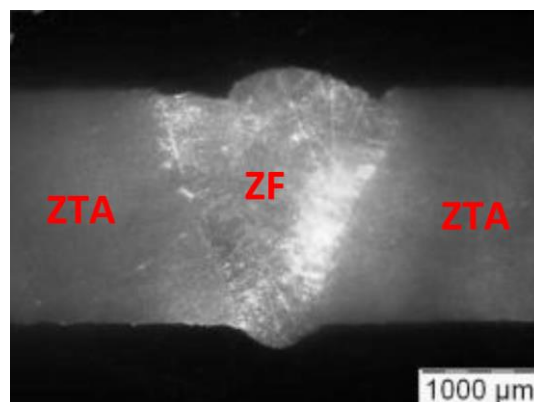


Figura 27- Macroestrutura de uma junta de Al6061 processada por LBW apresentando a ZF e ZTA. [44].

#### 4.3.1) Zona termicamente afetada (ZTA)

Esta zona é em tudo muito semelhante à ZTA formada nas juntas soldadas por FSW, a grande diferença está na sua dimensão. Em juntas soldadas por LBW a ZTA é consideravelmente mais curta, a fusão rápida e localizada da junta permite um curto tempo de incidência do laser numa área reduzida do material, com isso a energia térmica transferida ao resto do material é baixa dando origem a uma ZTA pouco extensa. A microestrutura desta zona está sujeita às mesmas alterações observadas nas juntas de FSW, com o ligeiro crescimento de grão e coalescimento/dissolução dos precipitados [48,51]

#### 4.3.2) Zona de fusão (ZF)

Como já foi mencionado acima a ZF, em juntas processadas por LBW, é bastante reduzida. Sendo esta zona a que apresenta pior resistência mecânica, é de elevado interesse que seja o mais curta possível. Com a fusão do metal nesta zona todos os precipitados endurecedores da liga são dissolvidos no banho metálico. Durante a solidificação estes não irão precipitar pois a taxa de arrefecimento não é suficientemente lenta, ficando dissolvidos na matriz. Esta ausência de precipitados endurecedores é dada como a principal causa da perda de resistência mecânica na ZF. Quanto à morfologia dos grãos podemos destacar duas zonas distintas, ver figura 28. Na zona mais próxima da ZTA os grãos apresentam-se alongados (1), já na zona mais central da soldadura estes apresentam-se com uma forma equiaxial (2). A razão pela qual existe uma diferença nos grãos dentro da ZF é a existência de um gradiente térmico nesta zona, este gradiente promove uma solidificação direcionada com o sentido a ir da zona de menor temperatura (fronteira entre a ZTA e ZF) para a de maior temperatura (centro da ZF). O crescimento de grão na zona mais próxima da ZTA acompanha a direção de solidificação gerando grãos alongados em direção ao centro da ZF. Já na zona mais central a solidificação é mais homogênea não tomando uma direção preferencial, por isso os grãos originados desta solidificação apresentam-se equiaxiais. Em alguns casos, se a dimensão da ZF for muito reduzida, esta zona de grãos equiaxiais pode não surgir verificando-se apenas os grãos alongados [51,52].

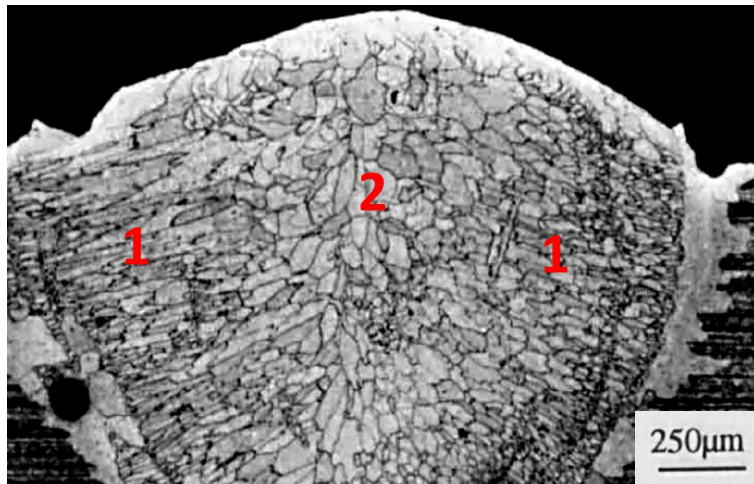
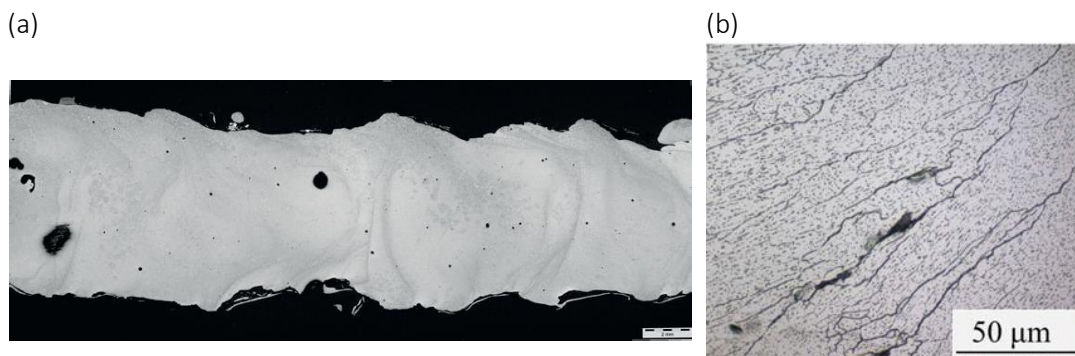


Figura 28- Microestrutura da ZF de uma junta de Al8090 processada por LBW. 1- Grãos alongados, 2- grãos equiaxiais [53].

Os principais defeitos que podem ser originados em ligas de alumínio soldadas por LBW são a porosidade promovida pela solubilização do hidrogénio, porosidade promovida pelo colapso da junta durante a soldadura, fissuração por contração do banho metálico, inclusão de óxidos e a perda de elementos de liga por evaporação. A solubilidade do hidrogénio no banho metálico aumenta exponencialmente com o aumento da temperatura, sendo por isso um problema grave em juntas soldadas por LBW devido à elevada temperatura atingida na ZF. Na figura 29 (a) é apresentada uma microestrutura de uma junta de Al5083, processada por LBW, contendo alguma porosidade. De forma a evitar este tipo de porosidade é necessário aplicar um gás protetor de elevada eficácia e com elevado fluxo, removendo assim qualquer presença de hidrogénio na junta. O colapso da junta está relacionado com alguns parâmetros de soldadura como a velocidade de soldadura e posicionamento do plano focal, para evitar este tipo de defeito é necessário definir adequadamente estes parâmetros para cada caso de aplicação. A fissuração por contração do banho metálico é bastante comum em ligas de alumínio devido ao seu elevado coeficiente de expansão térmica, a contração do metal durante a solidificação origina tensões internas que leva ao aparecimento de fissuras na ZF. Na figura 29 (b) é apresentada uma microestrutura de uma junta, de Al5754 com Al6013, processada por LBW, onde é possível visualizar a presença de fissuração na ZF. Uma forma eficiente de evitar este tipo de defeito é a aplicação de um material de adição, adicionando assim o material necessário para compensar a contração durante a solidificação. A inclusão de óxidos é um problema muito comum em soldaduras por fusão de ligas de alumínio especialmente em ligas contendo Mg, a tendência para a oxidação do alumínio aumenta com o aumento da concentração de Mg na liga. A formação de óxidos MgO e o seu aprisionamento no banho metálico podem promover uma redução na resistência mecânica destas ligas. Novamente a aplicação de um gás protetor adequado, com um elevado fluxo, pode evitar este tipo de defeito. Quanto à evaporação de alguns elementos de liga

é uma consequência das elevadas temperaturas atingidas na LBW. Elementos com baixa temperatura de ebulição como o Li, Mg e o Zn, podem se evaporar verificando-se uma redução da concentração destes na ZF. A perda destes elementos pode promover uma redução da resistência mecânica das juntas, no caso da liga Al6082 a perda acentuada de Mg pode ser muito prejudicial já que este é um dos principais elementos endurecedores nestas ligas. Este tipo de defeito pode ser evitado reduzindo a densidade energética e/ou aplicando um material de adição que forneça os elementos de liga perdidos pela evaporação [54].



*Figura 29-Microestrutura de duas juntas de alumínio processadas por LBW. (a) Junta de Al5083 apresentando porosidade na ZF (secção longitudinal) [55], (b) junta de Al5754 com Al6013 apresentando fissuração na ZF (secção transversal) [49].*

#### 4.4) Principais aplicações

Com os avanços tecnológicos alcançados nos últimos anos na LBW, o interesse industrial nesta técnica de ligação têm crescido consideravelmente. Com sistemas de laser de alta potência e elevada estabilidade a preços mais acessíveis, a LBW é neste momento uma hipótese viável e atrativa para a aplicação industrial. A obtenção de juntas de boa qualidade apresentando uma elevada resistência mecânica, assim como as elevadas capacidades de produção e facilidade de automatização, faz desta técnica de ligação uma melhor escolha em muitos casos industriais, substituindo os comuns processos de soldadura por fusão ou ligações mecânicas como a rebiteagem [56].

As principais indústrias a aplicar a LBW são:

- **Indústria automóvel**- Este sector industrial é aquele que mais tem apostado na implementação da LBW. Com o intuito de reduzir o peso dos automóveis, a substituição do aço e ferro fundido por ligas de alumínio de elevada resistência é uma prática cada vez mais comum. No entanto, a conhecida dificuldade em promover soldaduras por fusão nestas ligas obriga à implementação de técnicas mais avançadas como a LBW. A elevada capacidade de produção e facilidade de automação deste processo de soldadura torna-o uma das principais escolhas na indústria automóvel. A ligação de componentes do

motor e transmissão, componentes do chassi, alternadores, injetores de combustível, filtros de combustível, airbags e componentes do ar condicionado são alguns exemplos de aplicações da LBW na produção automóvel. Na figura 30 é apresentado um componente da caixa de velocidades a ser soldado por LBW [57].

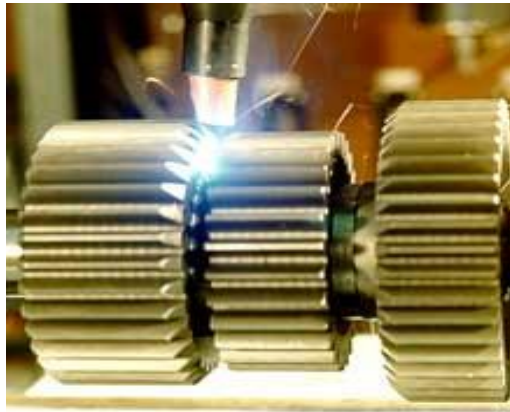


Figura 30- Imagem de um componente de uma caixa de velocidades a ser ligado por LBW de  $CO_2$  [57].

**Indústria da aviação-** As ligas de alumínio de alta resistência são uma das principais escolhas no fabrico de aviões, no entanto, a dificuldade em unir estas ligas por processos de soldadura por fusão obriga muitas vezes à aplicação de outros métodos de ligação, como por exemplo a rebitagem. A LBW apresenta-se como uma excelente opção para promover estas ligações, a produção de juntas com baixa ZTA, baixa percentagem de defeitos e consequentemente boa resistência mecânica, são algumas das vantagens que tem tornado este processo de soldadura uma das principais escolhas neste setor industrial. A LBW têm uma grande aplicação na união de secções da fuselagem e de alguns componentes do sistema de propulsão. Na figura 31 é apresentado um esquema das ligações na fuselagem executadas por rebitagem (a) e o método alternativo usando LBW (b) [58,59].

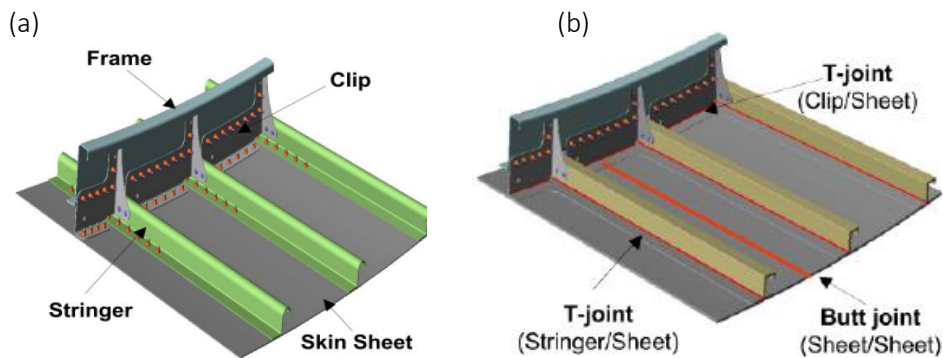


Figura 31- Esquema de ligações na fuselagem de um avião. (a) Ligações feitas por rebitagem, (b) ligações feitas por LBW [58].



- **Indústria eletrônica-** A indústria eletrônica foi o primeiro setor industrial a aplicar a LBW. A necessidade de produzir soldaduras de tamanho muito reduzido, micro-soldaduras, levou à necessidade de desenvolver processos que permitam obter uma ZF muito reduzida. A LBW revelou-se uma excelente opção, a capacidade de focar o laser para obter uma área de incidência muito pequena assim como a capacidade de regular com elevada precisão a intensidade energética do laser permitiu automatizar processos de soldadura de elevada precisão. O fabrico de baterias de lítio, conectores elétricos, interruptores, termopares, contactos de monitores LCD e placas de circuitos integrados são alguns dos exemplos de aplicação da LBW neste setor industrial [60].

## 5. Materiais e procedimento experimental

Para a realização deste trabalho o departamento de Engenharia Mecânica da FEUP, em colaboração com o INEGI, forneceu chapas de 2mm da liga Al6082-T6 soldadas por FSW e por LBW. O tipo de juntas usadas foram juntas sobrepostas e a sua configuração pode ser vista na figura 32. Os parâmetros de soldadura podem ser consultados na tabela 2 e 3 para FSW e LBW respetivamente. Estes foram os escolhidos por, em estudos anteriores, revelarem juntas isentas de defeitos.

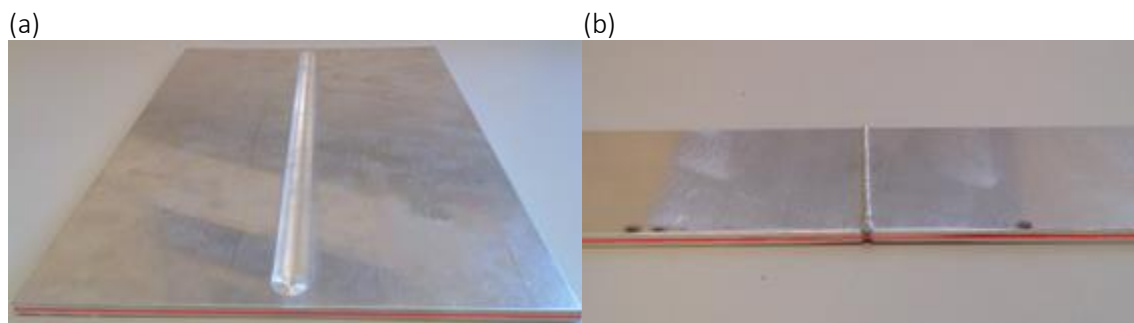


Figura 32- Estruturas soldadas. (a) FSW, (b) LBW. A linha de cor vermelha indica a linha de junção das duas partes a unir.

Tabela 2- Parâmetros de soldadura usados para obter as juntas de FSW.

Velocidade de avanço (cm/min)	Força vertical, $F_z$ (N)	Velocidade de rotação (rpm)	Ângulo de ataque
5	5000	800	0,5

Tabela 3- Parâmetros de soldadura usados para obter as juntas de LBW.

Velocidade de avanço (m/min)	Potência (kW)	Fluxo de Argon (l/min)	Frequência de pulsação (kHz)
2,5	4	8	98



Das chapas obtidas foram retiradas três amostras, das secções transversais da soldadura, para cada tipo de soldadura. Para a caracterização microestrutural as amostras foram cortadas, polidas e sofreram um acabamento com solução de suspensões de diamante 6 e 1 $\mu$ m e por fim suspensão de sílica 0,06 $\mu$ m. Entre etapas de polimento e acabamento as amostras foram lavadas com água e álcool etílico a 96%.

Para observação da macroestrutura foi realizado um ataque usando duas soluções, a primeira consistiu em 10g de NaOH diluído em 90ml de H<sub>2</sub>O, e a segunda em 20ml de HNO<sub>3</sub> diluído em 20ml de H<sub>2</sub>O. As amostras foram colocadas durante cinco minutos na primeira solução de ataque aquecida a 60°C. De seguida foram mergulhadas na segunda solução de ataque durante pouco mais de um segundo e lavadas imediatamente para interromper o ataque. Com as amostras preparadas procedeu-se à observação numa lupa e obtenção de imagens.

O ataque utilizado para análise microestrutural foi o de Poulton's modificado. Este consistiu na junção de duas soluções, a de Poulton's, 12ml de HCl, 6ml de HNO<sub>3</sub>, 1ml de HF e 1ml de H<sub>2</sub>O, com uma solução de 12,5ml de HNO<sub>3</sub>, 6g de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e 20ml de H<sub>2</sub>O. O ataque foi feito com um algodão durante três minutos. Para a obtenção das imagens foi utilizado um microscópio ótico. Para a avaliação do tamanho de grão foi usado o *software* de análise de imagem Leica.

As amostras também foram observadas através da microscopia eletrónica de varrimento (SEM) e a composição química através de análise semi-quantitativa por microanálise por dispersão de energia (EDS). A textura foi avaliada através de mapas de orientação cristalográfica obtidos por difracção de electrões retrodifundidos (EBSD).

As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de dureza e ensaios de tração. Os ensaios de dureza foram efetuados através de ensaios de microdurezas Vickers com uma carga de 300 g e um tempo de indentação de 15s. Foram realizados quatro perfis de dureza para cada uma das amostras. Na figura 33 é apresentado um esquema do posicionamento dos diferentes perfis ao longo da secção transversal da soldadura, os mesmos perfis usados na FSW foram usados nas soldaduras a laser. Nas amostras de FSW as indentações, para cada perfil, foram realizadas em intervalos de 0,5mm até um máximo de 10mm para cada lado. No caso das soldadas por laser o intervalo entre indentações foi o mesmo e a distância máxima foi de 5mm para cada lado.



Figura 33- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para obtenção dos perfis de dureza.

Por último foram analisados os dados de ensaios de tração para FSW e LBW, estes ensaios foram realizados no departamento de Engenharia Mecânica da FEUP e os dados foram disponibilizados para poder correlacionar as observações macro e microscópicas com as propriedades mecânicas.

## 6. Apresentação e discussão dos resultados

Nos subcapítulos seguintes são apresentados e discutidos os resultados da caracterização das juntas de Al6082 processadas por FSW e LBW, relacionando as observações microestruturais com as propriedades mecânicas.

### 6.1) Caracterização macro e microestrutural

A caracterização macro e microestrutural foi fundamental para identificar as zonas e defeitos presentes nas juntas soldadas por FSW e LBW. Os resultados desta caracterização serão expostos e discutidos, no fim será feita uma comparação entre processos.

#### 6.1.1) Análise macro e microestrutural das amostras de FSW

Devido às características únicas deste processo de soldadura a junta apresenta uma microestrutura diferente das obtidas pelos outros processos de ligação. Como já foi mencionado, a FSW é um processo de soldadura no estado sólido. A ligação é feita pela mistura dos dois materiais e os fluxos gerados durante a mistura definem a aparência microestrutural.

Nas imagens da figura 34 são apresentadas as macroestruturas das amostras de FSW. Nestas imagens são indicados os lados de avanço e de recuo, assim como as três diferentes zonas de soldadura ZTA, ZTMA e ZN.

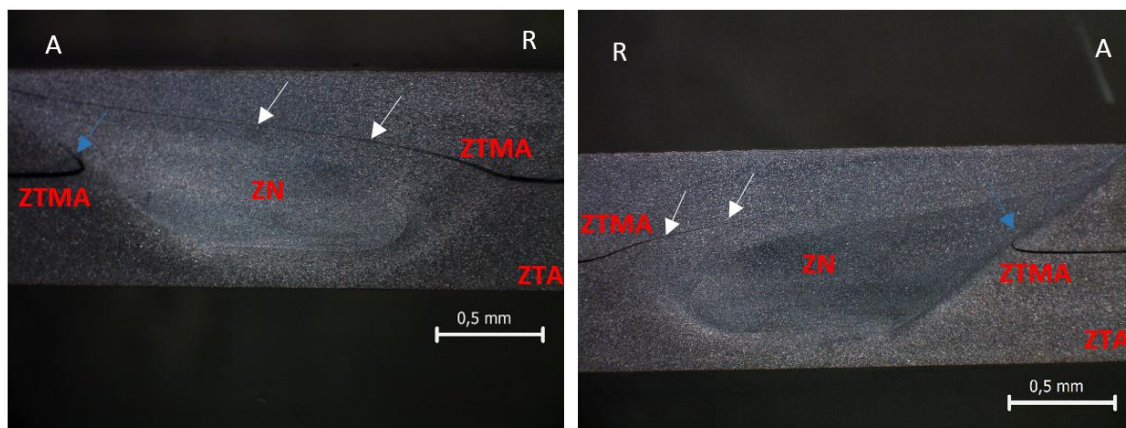


Figura 34- Macroscopias da junta da FSW, encontra-se marcado nas imagens a ZN, ZTMA e a ZTA, assim como os lados de avanço (A) e recuo (R).

Quanto aos defeitos presentes nas amostras podemos observar que estas não apresentam falhas de ligação entre os dois materiais. No entanto, é possível verificar a presença do defeito do óxido aprisionado ou da junta remanescente, indicado na figura 34 pelas setas de cor branca. A presença de óxido de alumínio na superfície das peças a unir leva à presença de uma linha semi-contínua de óxido que prossegue desde a linha de junção passando por cima da ZN como podemos verificar em cima. Este defeito pode ser evitado procedendo à remoção do óxido superficial dos materiais antes de efetuar a soldadura. É também verificado, do lado do avanço, o defeito de hook ou gancho, indicado na figura 34 pelas setas de cor azul. Este defeito provem dos fluxos de metal gerados durante o processo de soldadura, a linha de junção dos dois materiais é desviada para cima a quando da mistura destes, esse desvio é inevitável podendo apenas ser corrigido usando técnicas de FSW com dupla passagem em sentidos opostos dando origem a uma junta soldada com dois lados de recuo.

Com o intuito de avaliar com mais pormenor estas zonas, análises microestruturais foram realizadas. Através destas análises não só é possível verificar as diferentes zonas de soldadura com mais detalhe como também a diferença de tamanho de grão.

Para termo de comparação foi inicialmente analisada a microestrutura do MB. A figura 35 apresenta imagens da microestrutura desta zona, para além de serem visíveis os grãos é também possível observar os precipitados apresentados nas imagens como pontos pretos na microestrutura. Devido ao estado inicial do material de base é de esperar que estes pontos pretos sejam precipitados provenientes do tratamento térmico a que a liga foi sujeita. O tamanho de grão do material de base é de  $21 \pm 11 \mu\text{m}$ .

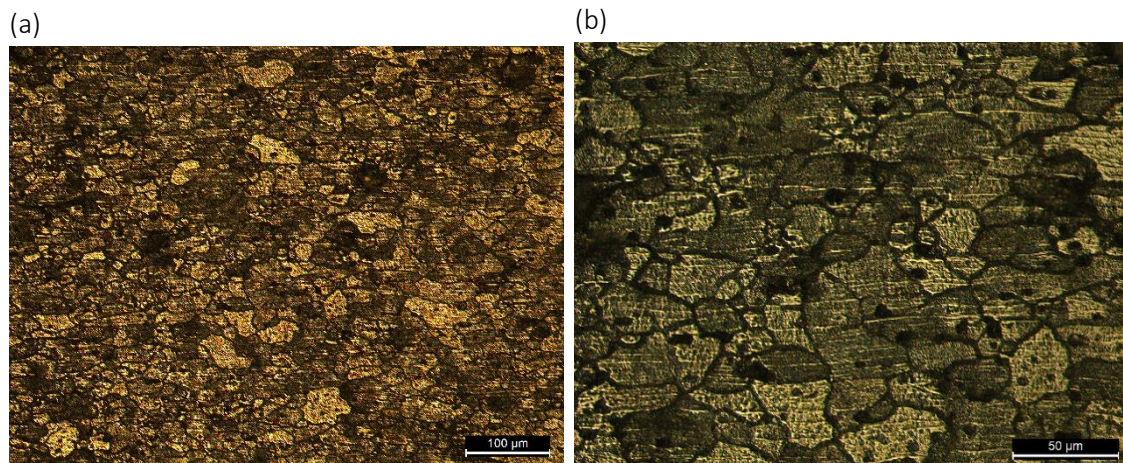


Figura 35- Microestrutura do MB. A imagem (a) corresponde à mesma zona da imagem (b) mas foi obtida com maior ampliação.

Na figura 36 são apresentadas imagens da microestrutura das juntas de FSW. A imagem (a) foi tirada do lado do recuo e a (b) do lado do avanço. Nestas imagens são visíveis as diferentes zonas de soldadura: ZN, ZTMA e ZTA. Nas amostras de FSW a ZN e ZTMA apresentam um grão muito fino. No entanto, a diferença da morfologia e tamanho de grão destas duas zonas é notória e torna fácil a sua identificação. Devido ao reduzido tamanho dos grãos nestas zonas não foi possível determinar o tamanho de grão. No trabalho realizado por Pinto [6] foram analisadas por microscopia eletrónica amostras de FSW do mesmo material em estudo e do mesmo tipo de junta, com essa análise foi possível obter o tamanho de grão médio da ZTMA, que foi de  $2,6 \pm 1,5 \mu\text{m}$ , e da ZN que foi de  $2,5 \pm 1,3 \mu\text{m}$ .

Quanto à ZTA esta apresenta um tamanho de grão ligeiramente superior ao do MB, o tamanho médio obtido foi de  $24 \pm 13 \mu\text{m}$ . Devido à ausência de deformação, esta zona está apenas sujeita à temperatura o que pode explicar o crescimento de grão observado.

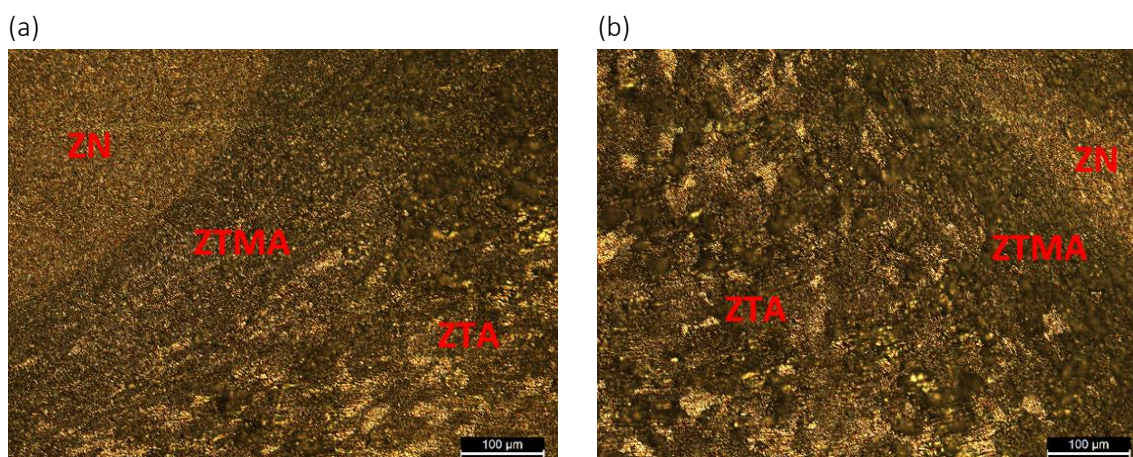


Figura 36- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Lado do recuo, (b) lado do avanço.

Na figura 37 é apresentada a microestrutura da parte inferior da soldadura (a) e da parte superior (b). Na parte inferior da soldadura não se observa deformação. A profundidade máxima alcançada pelo pino é ligeiramente inferior à profundidade da junta, por isso a deformação na



zona mais inferior da soldadura é inexistente. Como estas soldaduras foram realizadas com juntas sobrepostas não surgem problemas de falhas de união de material pois a linha de junção encontra-se no centro da soldadura. No caso de uma junta topo a topo poderia de facto originar problemas por falha de mistura das duas partes na secção inferior da soldadura. Em relação à parte superior (figura 37 (b)) esta foi tirada do lado do avanço. É visível uma extensão da ZTMA na superfície do material que é promovida pelo encostador. O calor gerado nesta zona do material vai ser mais intenso devido à influência do encostador. Como consequência da temperatura mais elevada, pode-se observar nas zonas superiores da ZTA um crescimento mais acentuado do tamanho de grão em comparação com as zonas mais inferiores. O tamanho de grão médio, calculado nesta zona da soldadura, foi de  $31 \pm 18 \mu\text{m}$ .

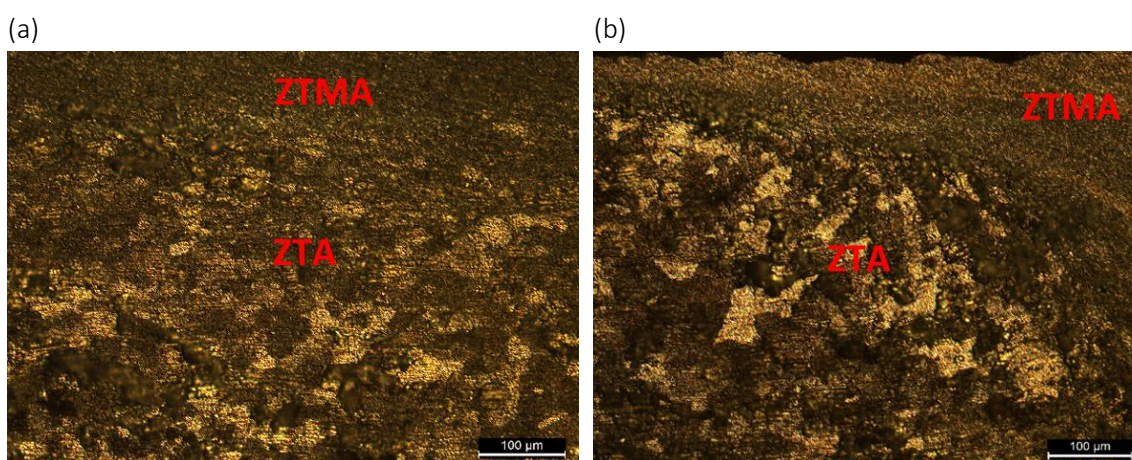


Figura 37- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Imagem da parte inferior da soldadura, (b) Imagem da parte superior da soldadura (lado do avanço).

Além da identificação das diferentes zonas e do tamanho de grão, a microscopia ótica também permite a visualização de alguns defeitos típicos de soldadura por fricção linear. Na figura 38 (a) pode-se ver a presença do defeito de hook identificado acima nas macroscopias (figura 33). Na figura 38 (b) é apresentado este defeito com uma maior ampliação.

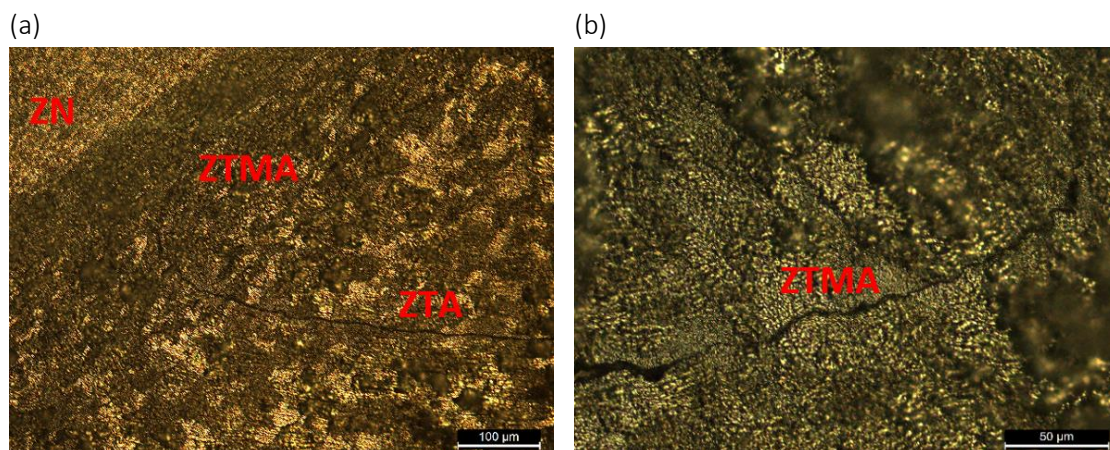
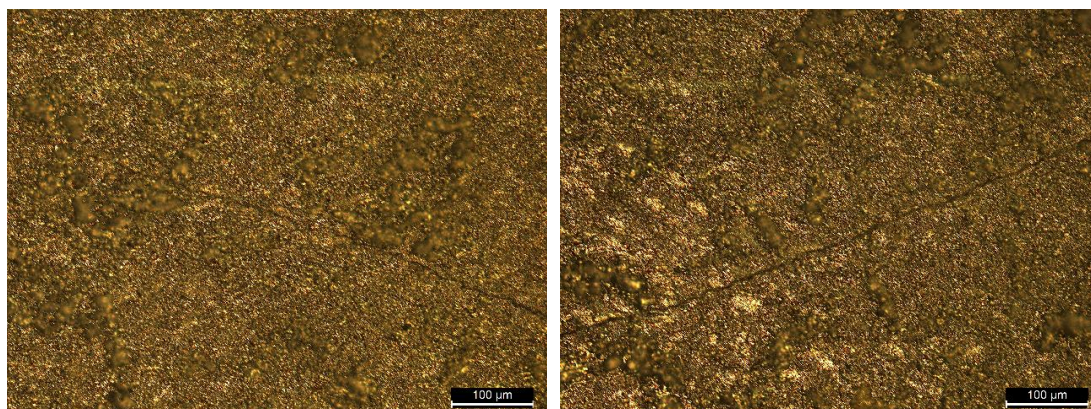


Figura 38- Microestrutura das juntas de FSW. (a) Defeito de hook (lado do avanço), (b) defeito de hook com maior ampliação.

Na figura 39 é possível observar o defeito da linha de junta remanescente que já havia sido identificado nas imagens de macroscopia (figura 33). Este defeito apresenta-se como uma fissura que se propaga da junta dos materiais para a zona central da soldadura.



*Figura 39- Microestrutura da ZN. É visível a linha da junta remanescente em ambas as imagens.*

Na figura 40 (a) e (b) são apresentadas imagens, obtidas por SEM, da microestrutura do MB e ZN respectivamente. Observando as microestruturas é possível destacar duas partículas com morfologias diferentes. Estas partículas, apresentadas como Z2 e Z3 na figura 40 (c), aparecem tanto no MB como na ZN, no entanto a sua distribuição é bastante diferente. A ZN apresenta uma distribuição uniforme de partículas mais finas do que as apresentadas no MB, o que parece indicar que a deformação, promovida pelo processo de soldadura, originou a quebra destas partículas. A existência de um número elevado de precipitados na ZN parece indicar que a dissolução destes foi muito reduzida, pelo menos os da partícula Z2 que aparecem em grande quantidade. Com o intuito de analisar estas partículas presentes nas amostras de FSW, foi realizada uma análise EDS. A composição química, em percentagem atômica, para as três zonas analisadas é apresentada na tabela 4.



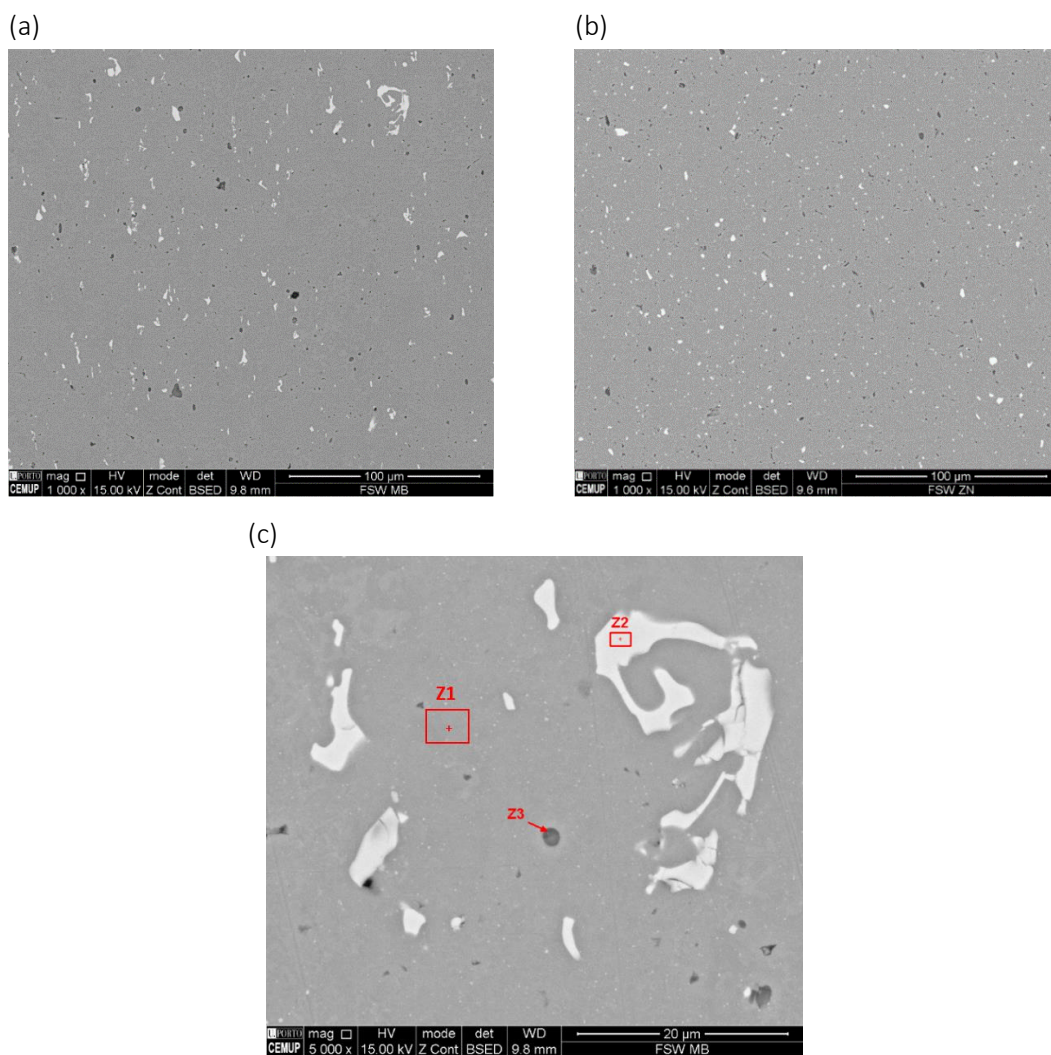


Figura 40- Microestrutura de FSW obtida por SEM. (a) MB, (b) ZN, (c) identificação das zonas analisadas por EDS. Z1- matriz da liga, Z2 e Z3- partículas.

Tabela 4- Composição química, em percentagem atômica (At%), das 3 zonas analisadas.

	Al	O	Si	Mn	Fe	Mg
Z1	98,04	-	0,69	-	-	1,26
Z2	72,98	-	9,79	4,78	12,46	-
Z3	51,39	19,41	15,27	-	-	13,93

A análise EDS da Z1, correspondente à matriz da liga, apresenta o Al como o principal elemento presente nesta zona, acompanhado com pequenas percentagens de Mg e Si que são os dois principais elementos de liga.

Quanto à Z2, destaca-se a presença forte de Al acompanhada dos elementos de liga Fe, Si e Mn. Esta composição é próxima da composição do composto  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ , identificado por diversos autores [61,62,63,64] como uma fase intermetálica comum em ligas da série 6XXX, este composto é considerado prejudicial às propriedades mecânicas destas ligas.

Para a Z3, devido ao limite mínimo do volume de interação do EDS, não é possível obter um espectro apenas da partícula daí o aparecimento de Al. De qualquer das formas a baixa solubilidade do Si, Mg e O na matriz permite que se conclua que quase toda a totalidade destes elementos no espectro pertencem à partícula em análise. A elevada percentagem de oxigénio detetada nesta partícula indica que este composto seja um óxido do género  $\text{MgSiO}$ .

Na figura 41 são apresentadas as análises EBSD para as desorientações entre grãos no MB, ZTMA e ZN respetivamente. Pode-se verificar um aumento na fração de fronteiras de baixo ângulo (entre  $2^\circ$  e  $15^\circ$ ) do MB para a ZTMA e ZN, entre estas duas últimas zonas a diferença é insignificante. Este aumento das fronteiras de baixo ângulo na ZTMA e ZN estará possivelmente relacionado com os processos de recristalização dinâmica. A deformação promovida pela ferramenta durante o processo de soldadura promove o aparecimento de fronteiras de subgrão, como é descrito pelo mecanismo de recristalização dinâmica contínua. Estas fronteiras surgem com baixo ângulo de rotação e a deformação contínua promove o aumento da desorientação originando a formação de novos grãos. Pela observação das figuras 41 (ZTMA) e (ZN) é possível verificar um número elevado de fronteiras de subgrão de baixo ângulo que não evoluíram e são estas fronteiras que parecem justificar o aumento nas análises de EBSD. Em relação às fronteiras de elevado ângulo (entre  $15^\circ$  e  $180^\circ$ ) pode-se verificar uma redução na fração destas fronteiras na ZTMA e ZN em comparação com o MB. Esta diferença poderá estar relacionada com os mecanismos de recristalização dinâmica descontínua onde ocorre a nucleação de novos grãos nas fronteiras de grão de elevado ângulo originando a migração destas.



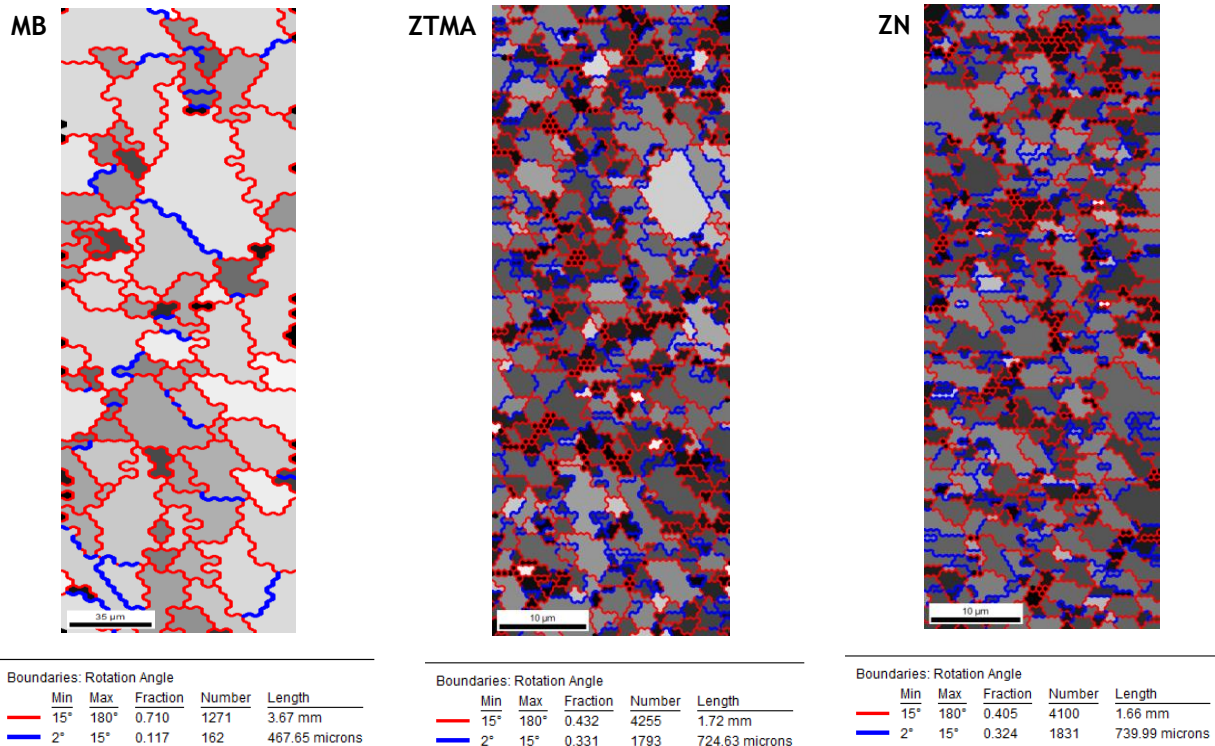


Figura 41- Análise EBSD para a desorientação entre grãos do MB, ZTMA e ZN respectivamente. Fronteiras de baixo ângulo (2° - 15°) estão representadas a azul, fronteiras de elevado ângulo (15° - 180°) estão representadas a vermelho.

Pela análise das imagens dos mapas das orientações cristalográficas, apresentadas na figura 42, não é possível encontrar uma textura marcante em nenhuma zona. O MB, por não sofrer qualquer influência termomecânica do processo de soldadura, seria de esperar uma distribuição aleatória da orientação cristalográfica. Quanto à ZTMA e ZN era espetável a obtenção de uma textura proveniente das tensões de deformação promovidas pela rotação do pino e encostador. Observando as orientações cristalográficas na ZTMA podemos verificar que a sua distribuição é aleatória apresentando-se semelhante ao MB. A ZN é a única zona que parece apresentar um padrão se bem que muito ténue. A ausência de uma textura marcante na ZTMA e ZN pode ser justificada pela existência de mecanismos de recristalização estática. Após a passagem do pino o material continua a sofrer recristalização, esta recristalização estática, ativada pela temperatura a que se encontra o material, origina a formação de novos grãos fazendo desaparecer a orientação preferencial dos grãos promovida pela deformação.

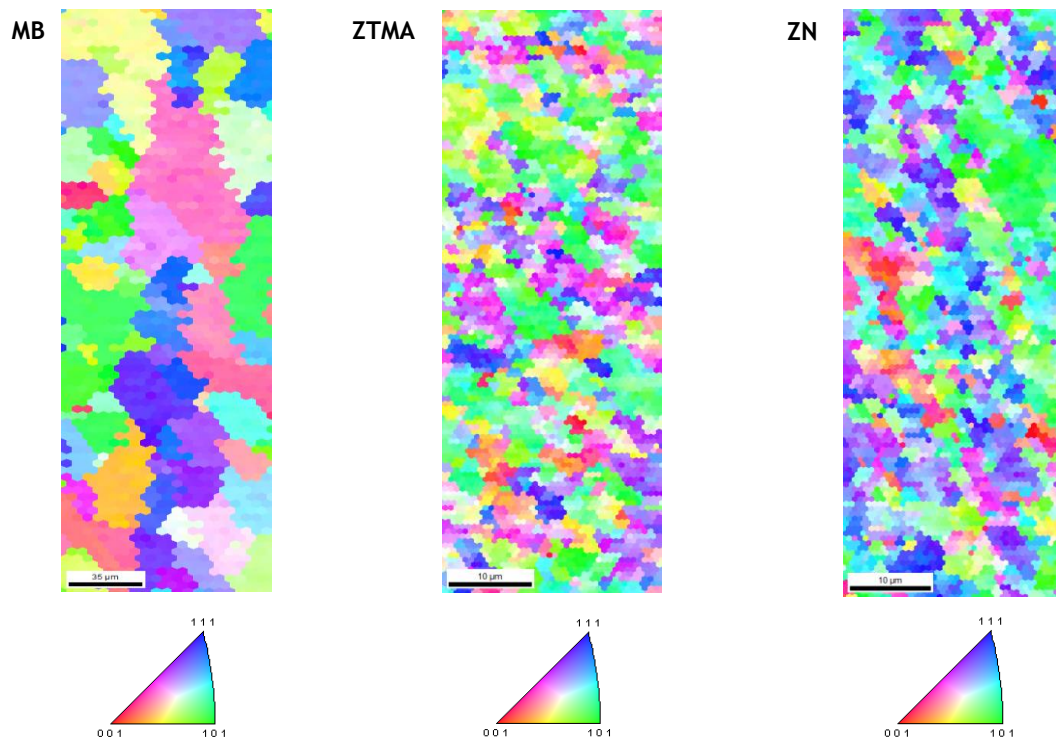


Figura 42- Análise EBSD para a orientação dos grãos do MB, ZTMA e ZN respectivamente.

#### 6.1.2) Análise macro e microestrutural das amostras de LBW

As macroestruturas das amostras soldadas por laser podem ser observadas na figura 43. Nestas imagens são indicadas as diferentes zonas da junta: ZTA e ZF. A ZF é bastante reduzida e, aparentemente, com pouca afetação do material adjacente. O motivo que origina uma zona fundida tão reduzida é inerente ao processo. A soldadura por laser é caracterizada por apresentar uma ZF e ZTA de pequenas dimensões uma vez que este processo é promovido por um feixe de luz extremamente concentrado e de elevada energia. A forte intensidade deste feixe, concentrado num ponto muito pequeno, permite promover a fusão quase instantânea do metal numa zona localizada sem a necessidade de manter o feixe por muito tempo na mesma zona. Não só o banho de fusão vai ser muito curto, quando comparado com outros processos de fusão, como também a ZTA vai ser bastante reduzida já que o feixe permanece por um curto espaço de tempo no mesmo local.

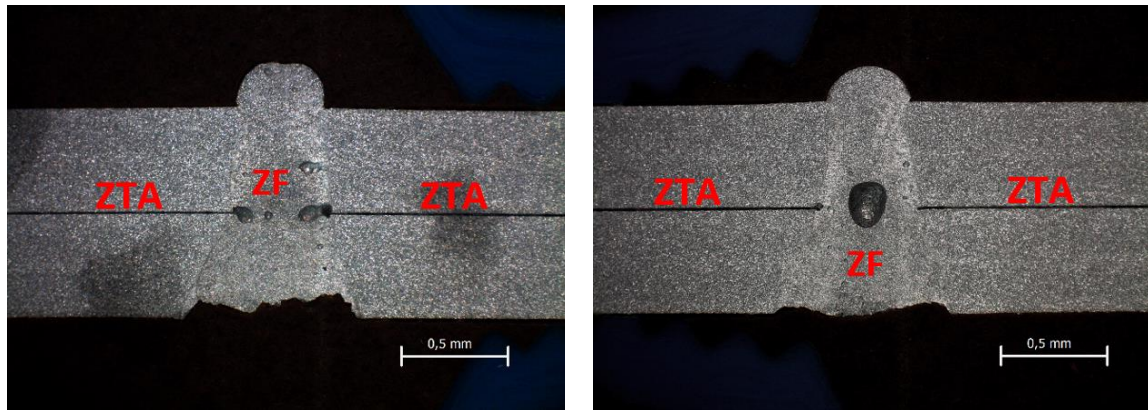


Figura 43- Macroestrutura da junta de LBW apresentando as diferentes zonas ZF e ZTA.

Apesar das vantagens mencionadas acima, este continua a ser um processo de soldadura por fusão e a presença de elevada porosidade na junta de soldadura é uma consequência do processo quando usado em ligas muito reativas como o caso da liga Al6082. Como se pode verificar através das imagens da figura 43, estas juntas são caracterizadas pela presença de macro porosidades. Estes defeitos vão promover uma elevada fragilização da junta pois vão ser pontos de propagação de fendas. O uso de um gás protetor de elevada eficácia poderá ajudar a combater este problema reduzindo em alguma medida a quantidade de porosidade.

Existe um outro problema associado a processos de fusão que é a deslocação do metal fundido em relação à estrutura a unir. Através destas imagens pode-se verificar que o metal como entra em fusão vai tender a fluir no sentido descendente devido ao efeito de gravidade e quando este solidifica vai se encontrar desviado em relação ao resto da estrutura. Este defeito pode ter pouco significado em termos funcionais mas em termos visuais pode ser indesejado e, caso seja um componente que se pretenda encaixar posteriormente em alguma estrutura poderá trazer problemas devido à alteração geométrica desse componente.

Na figura 44 é possível observar as microestruturas das amostras soldadas por laser. As ZF's e ZTA's estão identificadas nestas imagens. A ZF é composta por duas zonas: a zona próxima da ZTA, apresentando grãos alongados e de maior dimensão, e a zona mais central da soldadura apresentando grãos equiaxiais e de menor dimensão. Esta microestrutura de grãos alongados é típica em vazamento de ligas de alumínio nas zonas junto das paredes do molde. O tamanho de grão calculado para a zona de grãos alongados é de  $65 \pm 21 \mu\text{m}$ , já para a zona central, contendo grãos equiaxiais, o tamanho de grão é de  $38 \pm 18 \mu\text{m}$ .



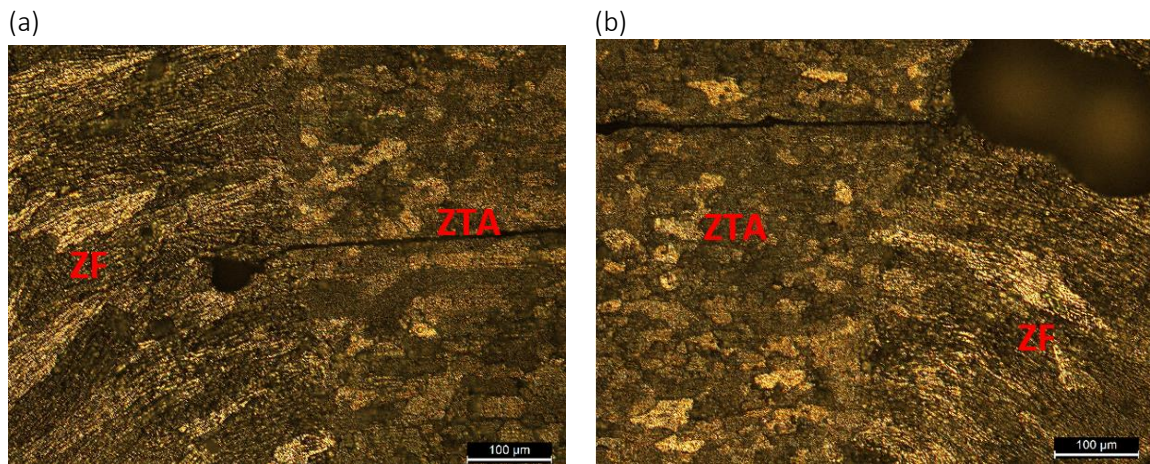


Figura 44- Microestrutura das juntas de LBW. É visível elevada porosidade apresentada como zonas pretas na ZF.

Outro detalhe importante a realçar são as fissuras que surgem da fraca ligação do material fundido com o resto do material, e que são visíveis na linha de separação entre a ZF e a ZTA. São também visíveis poros especialmente na continuidade da linha de junção dos materiais. Estes podem apresentar tamanhos consideráveis como se pode observar pela imagem da figura 44 (b). Para além dos poros visíveis através das imagens, a superfície do material apresenta uma rugosidade extrema que parece indicar a existência de uma grande quantidade de microporosidade difícil de observar por microscopia ótica. A presença elevada destas macro e microporosidades podem levar à falha mecânica destas juntas em situações inesperadas.

A figura 45 apresenta imagens da microestrutura do MB (a) e da ZTA (b). É visível a diferença de tamanho de grão entre estas duas zonas. A ZTA, devido à influência da temperatura, sofreu crescimento de grão. O tamanho de grão médio calculado foi de  $25 \pm 11 \mu\text{m}$ .

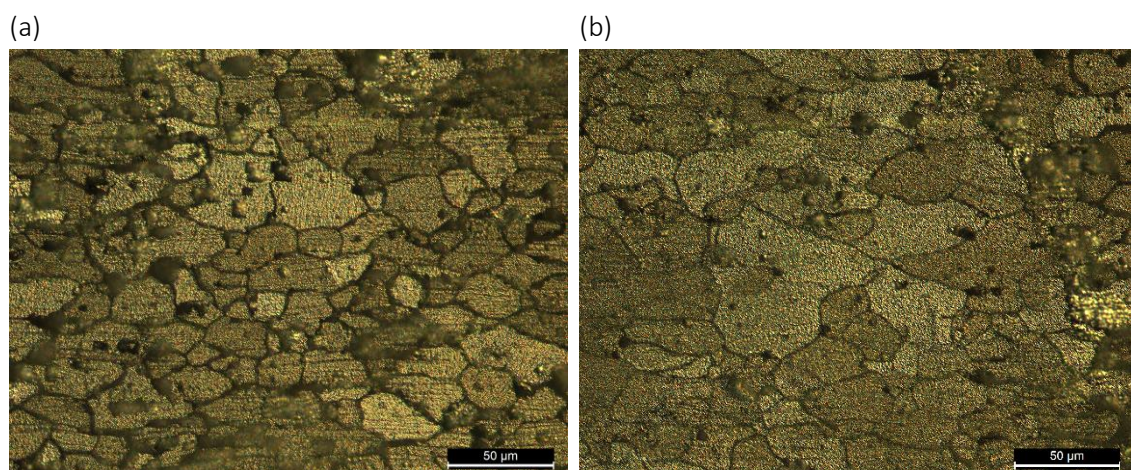


Figura 45- Microestrutura das juntas de LBW. a) MB, b) ZTA

Na figura 46 pode-se observar os resultados da análise à desorientação entre grãos para a amostra de LBW. As zonas de análise correspondem, respetivamente, às zonas 1 e 2 apresentadas na figura 46 (a). Ambas as zonas pertencem à ZF no entanto a morfologia dos grãos

é bastante diferente, na zona 1 (figura 46 (b)) pode-se verificar que os grãos se apresentam alongados enquanto que os da zona 2 (figura 46 (c)) são equiaxiais e de menor dimensão. Esta diferença microestrutural é acompanhada por uma diferença acentuada nos ângulos de desorientação das fronteiras de grão, podemos observar que a zona 2, com grãos equiaxiais de menor dimensão, apresenta uma fração de fronteiras de elevado ângulo consideravelmente superior à da zona 1 e com uma fração muito baixa de fronteiras de baixo ângulo.

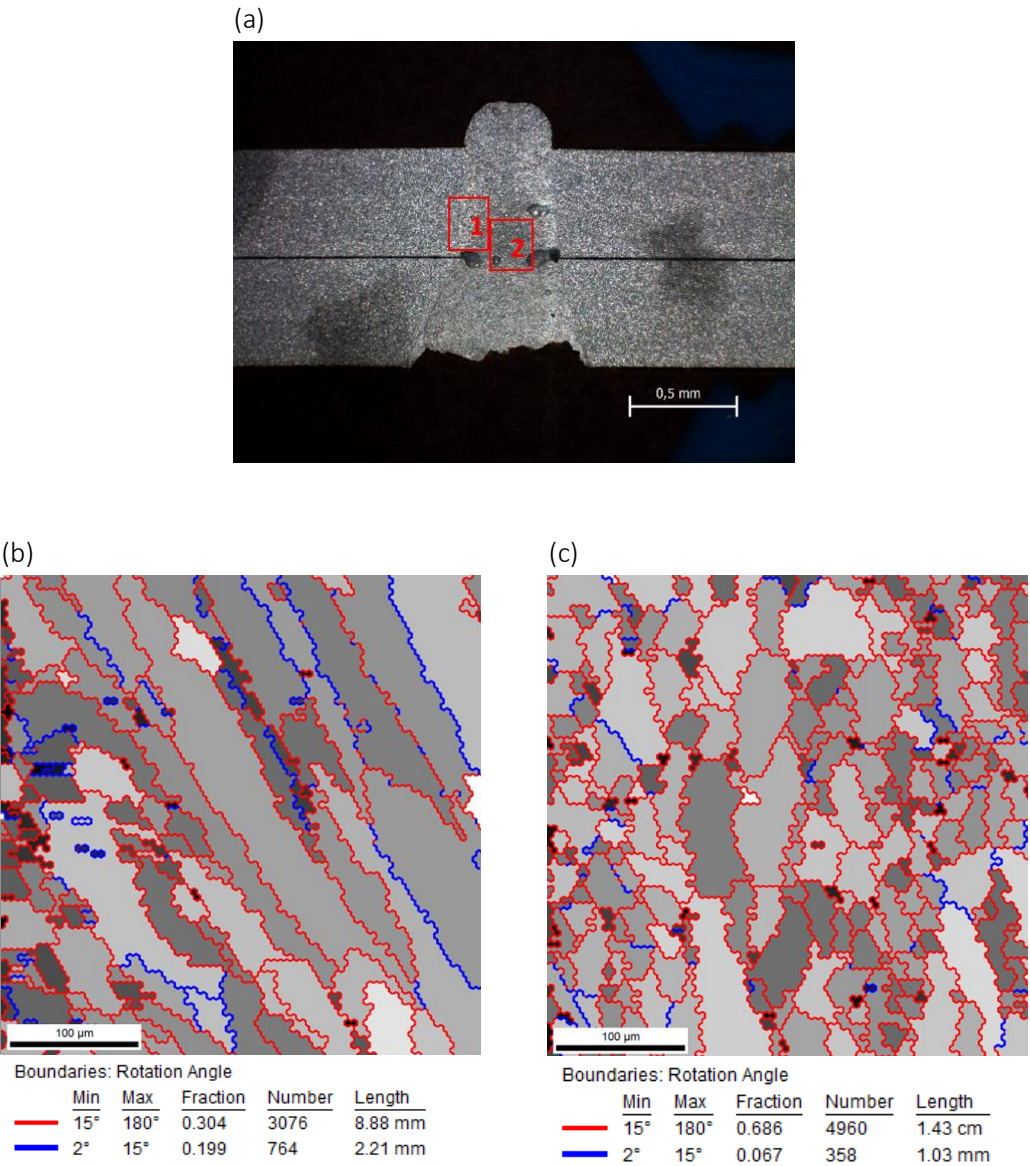


Figura 46- (a) Representação das zonas analisadas por EBSD na junta de LBW, (b) análise EBSD para a desorientação entre grãos da zona 1, (c) análise EBSD para a desorientação entre grãos da zona 2. Fronteiras de baixo ângulo (2° - 15°) estão representadas a azul, fronteiras de elevado ângulo (15° - 180°) estão representadas a vermelho.



Pela análise dos mapas de orientação dos grãos, figura 47, não é visível qualquer textura na ZF. Ambas as zonas estudadas apresentam grãos com orientações aparentemente aleatórias. Sendo que este processo de soldadura não envolve deformação mecânica, a ausência de um padrão de orientação cristalográfica seria de esperar. Sem as tensões de deformação a proporcionar uma orientação preferencial aos grãos, esta vai depender apenas dos mecanismos de solidificação.

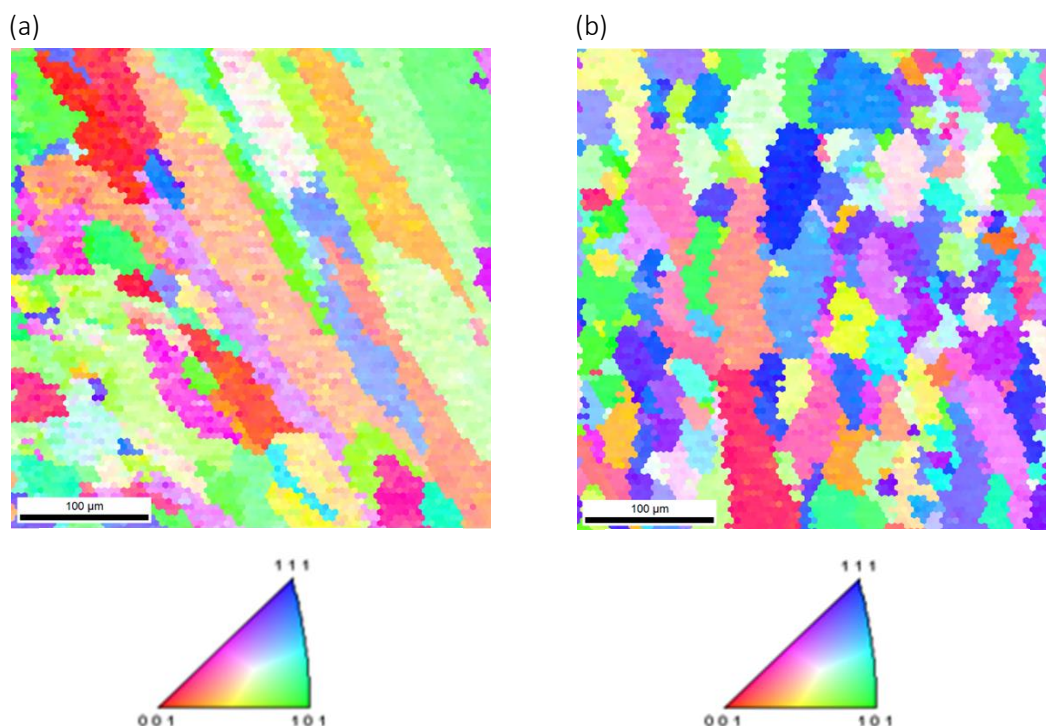


Figura 47- Análise EBSD para a orientação dos grãos. (a) Zona 1, (b) zona 2.

### 6.1.3) Comparação da caracterização macro e microestrutural dos dois processos de soldadura

Pela observação das imagens da macroestrutura as diferenças são logo notáveis entre os dois processos de soldadura usados. As soldaduras por LBW apresentam uma ZF estreita e em forma de cunha enquanto que as soldaduras por FSW apresentam uma zona de ligação maior constituída por ZN e ZTMA. As amostras de FSW apresentaram um melhor acabamento com a baixa necessidade de processos de desbaste, já as amostras de LBW apresentaram um desvio da ZF devido ao efeito gravítico durante o processo de soldadura.

Ainda pela observação das macroestruturas é possível obter uma comparação dos defeitos presentes nas juntas obtidas por estes dois processos. As juntas processadas por LBW revelaram a presença de elevada porosidade o que pode afetar tragicamente as propriedades mecânicas destas juntas. Quanto às amostras processadas por FSW não revelaram qualquer porosidade ou falhas de material mas apresentaram os defeitos típicos deste processo, a linha de

junta remanescente e o defeito de hook, este último deve levar especial atenção pois é uma das principais causas de rutura em juntas sobrepostas como as que se encontram em estudo.

Em termos de microestrutura as diferenças são ainda mais acentuadas entre a ZF e a ZTMA/ZN. No caso das amostras de FSW podemos observar uma microestrutura de grão extremamente fino na ZTMA/ZN derivado da recristalização dinâmica. Já nas amostras de LBW a microestrutura da ZF apresenta grãos alongados nas periferias e grãos equiaxiais na zona mais central da ZF, as dimensões dos grãos nesta zona são superiores aos do MB e até mesmo aos da ZTA.

Pela análise das microestruturas foi possível visualizar com mais detalhe as porosidades presentes nas juntas de LBW, além das porosidades é possível observar fissuras originadas pela falha de ligação do material fundido com o resto da peça. Nas soldaduras FSW não foi verificada nenhuma porosidade nem falhas de material confirmando-se as observações macroestruturais.

Quanto às análises EBSD, nenhuma das amostras revela uma orientação preferencial.

## 6.2) Caracterização mecânica

A caracterização mecânica das amostras soldadas por FSW e LBW foi avaliada por ensaios de dureza e por ensaios de tração. Seguidamente serão apresentados os resultados destes ensaios e a sua relação com a caracterização microestrutural. Os resultados serão apresentados para cada um dos processos e no final é feita uma comparação entre eles.

### 6.2.1) Microdurezas Vickers de FSW

A avaliação da dureza das amostras soldadas por FSW foi efetuada através da análise dos diferentes perfis de dureza. A localização destes perfis nas amostras é apresentada na figura 48. Analisando os gráficos da figura 49, pode-se verificar que ocorre, para todas as amostras, uma diminuição considerável da dureza no centro da soldadura. Isto já era o esperado devido às temperaturas atingidas nesta zona.



Figura 48- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para FSW.

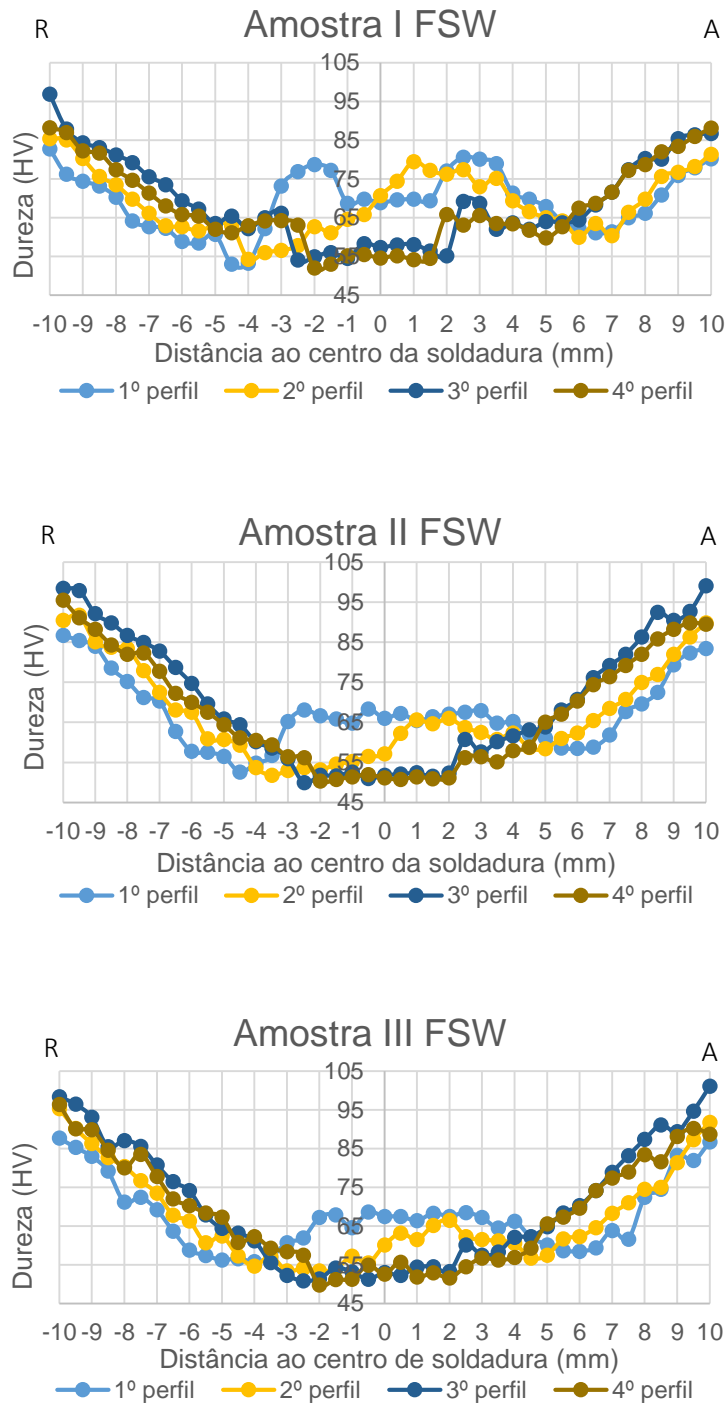


Figura 49- Distribuição da dureza nos diferentes perfis para as três amostras de FSW ensaiadas. O lado do avanço e recuo estão assinalados por A e R respetivamente.

O 1º perfil de cada amostra é aquele que apresenta uma distribuição mais de acordo com o que era esperado para as diferentes zonas microestruturais. Isto verifica-se porque este perfil é o mais próximo do encostador onde a deformação é mais acentuada. Com base neste perfil pode-se confirmar que a zona central, correspondente à ZTMA/ZN é de aproximadamente 3 mm para cada lado. O valor médio de dureza nesta zona do material foi de  $69 \pm 4 \text{HV}_0,3$ . É de notar que para a amostra I, surgem alguns valores discrepantes nas extremidades desta zona da junta. No



entanto, não foi detectado qualquer tipo de alteração microestrutural que pudesse justificar este aumento das durezas. Pode-se ver que imediatamente a seguir, para cada lado, surge uma queda atingindo os valores mais baixos de dureza, com uma média de  $57 \pm 2 \text{HV}_{0,3}$ , esta zona corresponde à ZTA. A diferença existente entre estas duas zonas está relacionada com as suas diferenças microestruturais. A ZN e a ZTMA apresentam uma estrutura de grão mais fino do que a ZTA onde ocorre um ligeiro crescimento de grão. A ZTA estende-se até atingir os valores de dureza correspondentes ao MB, os gráficos obtidos apenas apresentam valores até aos 10mm para cada lado pelo que não chega a atingir o MB, essa distância será próxima dos 15mm, a média das durezas para o MB foi de  $116 \pm 2 \text{HV}_{0,3}$ . O 2º perfil apresenta uma distribuição um pouco diferente revelando um aumento na dureza, repetido nas três amostras, do lado do avanço. Analisando as macroscopias de FSW, ver figura 33, é visível a extensão da ZN para o lado do avanço, esta zona de elevada deformação proporciona um grão muito fino que poderá justificar o aumento das durezas nesta zona do material. Os dois últimos perfis apresentam, na ZTMA/ZN, os menores valores de dureza em toda a junta, com uma média de  $53 \pm 2 \text{HV}_{0,3}$ . Na zona mais inferior da soldadura a deformação é menor, com isso os mecanismos de recristalização dinâmica são menos intensos, este poderá ser o motivo pelo qual se verifica estes valores tão baixos.

#### 6.2.2) Ensaios de tração de FSW

Na figura 50 pode-se observar as curvas de tração para as quatro amostras de FSW ensaiadas. Os quatro ensaios apresentaram curvas muito semelhantes parecendo indicar que nenhuma das amostras continha defeitos significativos que pudessem alterar os resultados dos ensaios. Os valores de resistência de rotura à tração ( $R_m$ ), tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% ( $R_{p0,2}$ ) e Extensão após rotura (A), para cada um dos ensaios, são apresentados na tabela 5.

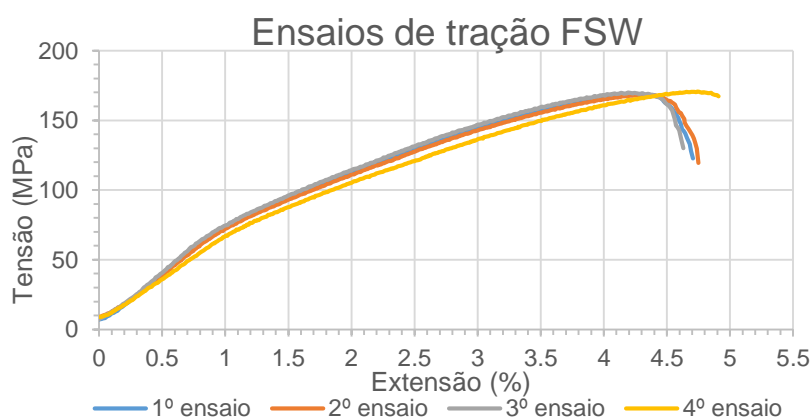


Figura 50- Curvas de Tensão/ Deformação das quatro amostras de FSW ensaiadas.

Tabela 5- Valores de  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  e  $A$ , obtidos através dos ensaios de tração das quatro amostras de FSW.

Ensaio	$R_m$ (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$A(\%)$
1º	168,6	90,0	4,7
2º	168,5	93,0	4,8
3º	169,9	92,0	4,6
4º	170,7	96,0	5,1

As amostras ensaiadas apresentaram um valor de  $R_m$  próximo de 170MPa com um  $R_{p0,2}$  cerca de 93MPa e uma extensão após rotura próxima de 5%. Comparando estes valores com os do material de base apresentados na tabela 6, pode-se verificar que existe um abaixamento considerável nos valores para as amostras que foram soldadas. As alterações microestruturais observadas nas zonas ZTMA e ZN, assim como o ligeiro crescimento de grão na ZTA, serão provavelmente os motivos que originam uma perda da resistência mecânica. Nas juntas de FSW existe um outro motivo pelo qual se verifica valores baixos nos ensaios de tração. A existência de defeitos provenientes da linha de junção dos materiais (defeito de hook e linha de junta remanescente) leva à rutura prematura destas juntas por propagação destes defeitos. Na figura 51 é apresentada a macroestrutura de uma junta de FSW após fratura no ensaio de tração, pode-se verificar que estas fraturaram pelo lado de recuo o que não seria o esperado. O motivo pelo qual isto ocorreu foi porque, no ensaio de tração, o lado estático foi o do avanço e o móvel o do recuo, assim sendo, quando é solicitado o esforço de tração, é na zona do recuo que se inicia a propagação da fenda proveniente da interface entre os materiais a unir. Esta fenda vai tender a propagar-se para a superfície da peça levando à rutura prematura. Quanto ao lado do avanço verificamos que a fenda originada pelo defeito de hook propaga ligeiramente, mas devido à cedência do material pelo lado do recuo o esforço localizado nesta fenda vai ser menor.

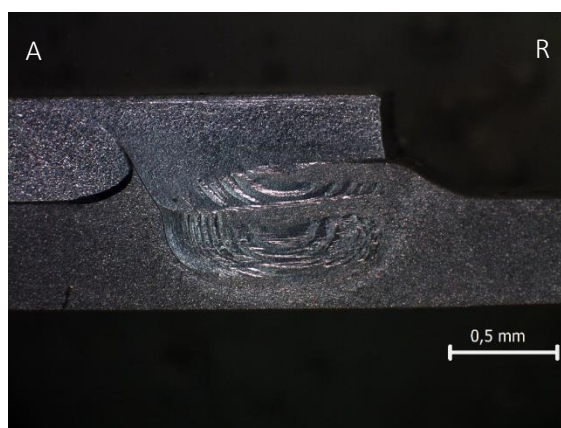


Figura 51- Macroestrutura de uma junta de FSW sujeita a um ensaio de tração.

Esta perda de propriedades mecânicas já foi observada em vários trabalhos de soldadura por fricção linear de ligas de alumínio. Por exemplo, Pinto [6] observou que um tratamento após soldadura melhorava as propriedades mecânicas das juntas da liga Al6082-T6 soldadas por FSW. Na tabela 7 pode-se observar os resultados obtidos nesse trabalho. É visível um melhoramento considerável no Rm e Rp0,2 com o tratamento térmico, no entanto a extensão após rotura sofreu uma redução ainda maior do que já havia sofrido com o processo de soldadura. Isto poderá ser justificado pelo efeito de crescimento de grão acentuado na ZTA durante o tratamento térmico.

*Tabela 6- Valores de Rm, Rp0,2 e A, da liga Al6082-T6 sem soldadura, obtidos por duas bibliografias diferentes.*

	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A (%)
<b>Aalco Metals[65]</b>	340	310	11
<b>Pinto[6]</b>	323	276	18

*Tabela 7- Valores de Rm, Rp0,2 e E% para amostras da liga Al6082-T6 soldadas por FSW e com tratamento T6 pós soldadura.*

	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A (%)
<b>Pinto[6]</b>	240	226	1,8

### 6.2.3) Microdurezas Vickers de LBW

A avaliação da dureza das amostras soldadas por LBW foi efetuada através da análise de diferentes perfis de dureza, iguais aos da soldadura de FSW para efeitos de comparação. Na figura 52 pode-se observar o posicionamento dos perfis. Analisando os gráficos da figura 53 pode-se verificar uma diminuição da dureza no centro da soldadura para todas as amostras. O maior tamanho de grão detetado na ZF, assim como a ausência de precipitados endurecedores, serão provavelmente as causas desta redução de durezas.



*Figura 52- Esquema representativo do posicionamento das diferentes linhas de indentação para LBW.*

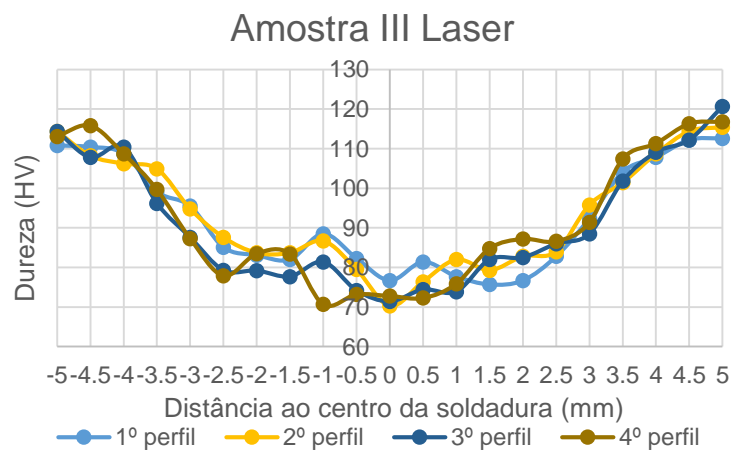
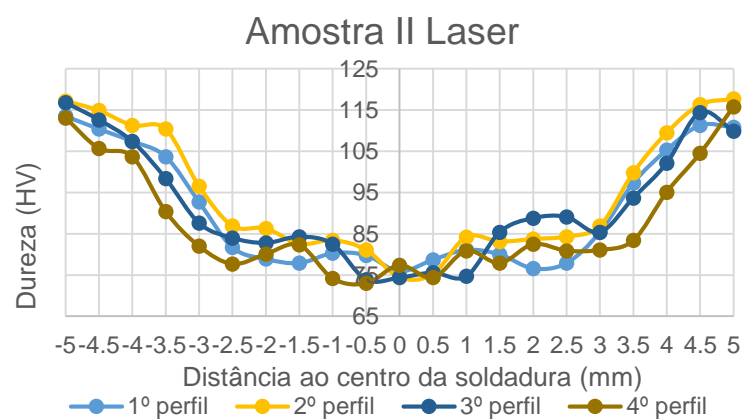
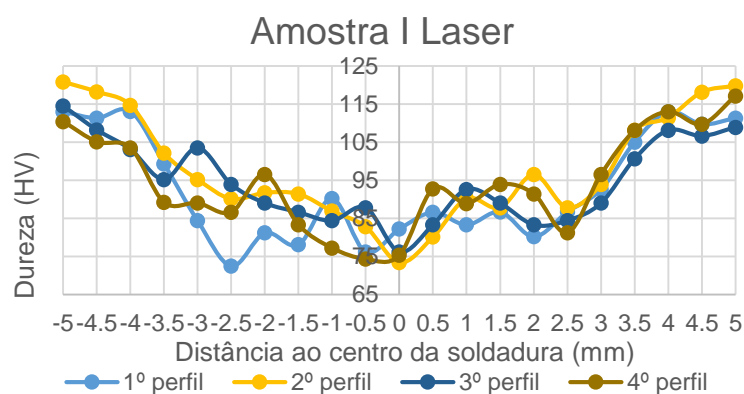


Figura 53- Distribuição da dureza nos diferentes perfis para as três amostras de LBW ensaiadas.

Para as três amostras ensaiadas, não existe uma variação significativa nos valores de dureza entre os diferentes perfis, indicando não haver grandes alterações microestruturais ao longo da profundidade da junta. Entre amostras pode-se verificar que os valores mínimos de dureza, correspondentes à ZF, das amostras I e II são bastante próximos, já os da amostra III apresentam valores ligeiramente mais baixos. Esta diferença pode ser justificada por alterações

na microestrutura, como por exemplo um ligeiro crescimento de grão em relação às outras amostras. A média dos valores de dureza da ZF é de  $75 \pm 3\text{HV}_{0,3}$ , e esta zona estende-se aproximadamente 1,5mm para cada lado.

Afastando da ZF para ambos os lados surge a ZTA, tal como nas amostras de FSW, esta zona da junta apresenta uma subida dos valores de dureza à medida que a distância ao centro da soldadura aumenta, a partir de uma determinada distância o efeito térmico é inexistente passando então a ter o MB. Essa distância, nas amostras de LBW ensaiadas, é de aproximadamente 4,5mm para cada lado.

#### 6.2.4) Ensaios de tração de LBW

Para a avaliação dos ensaios de tração das soldaduras por LBW, foram também ensaiadas 4 amostras e as curvas de tração são apresentadas na figura 54. A presença de elevada porosidade e falhas de união de material na linha de transição entre a ZF e a ZTA, parecem ser os motivos que levam aos valores discrepantes visíveis nas curvas de tração. Estes defeitos vão ser zonas propícias à formação e propagação de fendas levando à rotura prematura dos provetes.

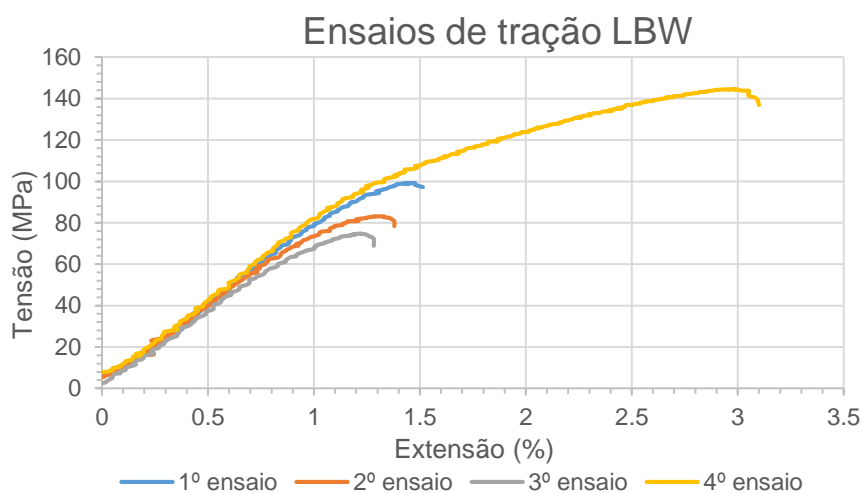


Figura 54- Curvas de Tensão/ Deformação das quatro amostras de LBW ensaiadas.

Na tabela 8 são apresentados os valores de  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  e  $A$ . O valor do  $R_m$  é próximo dos 100MPa. Quanto ao valor de  $R_{p0,2}$ , este só foi possível calcular para o 4º ensaio e o valor obtido foi de 106MPa. Em relação à extensão após rotura esta é próxima 2%. É no entanto importante notar a elevada discrepância nos valores obtidos, como foi acima mencionado. Observando a tabela 5 pode-se verificar uma redução muito acentuada das propriedades quando comparado com o material de base. Para além dos defeitos presentes nas amostras as alterações microestruturais, especialmente na ZF, poderão justificar estes valores.

Tabela 8- Valores de Rm, Rp0,2 e E%, obtidos através dos ensaios de tração das quatro amostras de FSW.

Ensaio	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A(%)
1º	99,2	-	1,5
2º	83,0	-	1,4
3º	74,8	-	1,3
4º	144,6	106,0	3,1

### 6.2.5) Comparação das propriedades mecânicas dos dois processos de soldadura

Os perfis de dureza analisados revelaram melhores propriedades nas juntas soldadas por LBW, com a zona total afetada pela soldadura apenas com 1/3 do comprimento da das amostras de FSW. Quanto à ZF, em comparação com a ZTMA/ZN, apresentou valores de dureza consideravelmente superiores, o valor médio de dureza para a ZF foi de  $75 \pm 3\text{HV}0,3$  e para a ZTMA/ZN foi de  $62 \pm 8\text{HV}0,3$ .

Em relação aos ensaios de tração, as amostras de FSW apresentam valores mais altos do que as LBW. No entanto, estes valores são bastante inferiores aos do material de base. Para os 4 ensaios de FSW realizados, as curvas de tração apresentaram-se muito semelhantes, com um Rm na ordem dos 170MPa, um Rp0,2 de aproximadamente 93MPa e uma extensão após rotura cerca de 5%. Quanto aos ensaios das amostras de LBW, as curvas de tração obtidas revelaram uma grande discrepância entre ensaios. Os valores para o Rm e extensão após rotura rodaram os 100MPa e 2%, respetivamente. O Rp0,2 só foi possível calcular para o 4º ensaio e o valor obtido foi de 106MPa. A elevada irregularidade nos valores dos ensaios de tração, das amostras de LBW, poderá ser justificada pela quantidade de defeitos presentes nestas juntas levando à rotura mais prematura de umas amostras em relação a outras. As alterações microestruturais, especialmente na ZF e ZTMA/ZN, justificam a baixa resistência mecânica das juntas, de ambos os processos, em relação ao material de base.

## 7. Conclusões

Através da análise microestrutural e mecânica das juntas de FSW e LBW em estudo, foi possível tirar algumas conclusões. As juntas de FSW apresentam uma estrutura bastante diferente da obtida pelos processos de soldadura por fusão. Estas juntas apresentam uma zona central (ZTMA e ZN) com uma microestrutura de grão muito fino, consequência da recristalização dinâmica e processos de deformação promovidos pela ferramenta. Devido ao reduzido tamanho destes grãos não foi possível calcular o seu tamanho de grão. Em contraste, as juntas de LBW apresentaram as zonas comuns de um processo de soldadura por fusão. No entanto a ZF é de dimensões muito reduzidas quando comparado com outros processos de soldadura como o MIG,

MAG ou TIG. A ZF apresentou dois tipos de morfologias de grão: uma zona mais periférica com grãos alongados de grandes dimensões,  $65 \pm 21\mu\text{m}$ , e uma zona central de grãos equiaxiais com menor dimensão,  $38 \pm 18\mu\text{m}$ .

Para ambos os processos existe uma zona em comum que é a ZTA, esta zona apresenta um ligeiro crescimento de grão. De entre os dois processos em estudo a ZTA nas juntas de LBW foi a que apresentou uma menor dimensão. A maior velocidade de avanço, em comparação com as juntas obtidas por FSW, significa que a ZTA nestas juntas irá estar um menor tempo sobre influência térmica do processo, por isso um menor volume de material irá ser afetado termicamente. Os tamanhos de grão da ZTA calculados para as juntas de FSW e LBW foram  $24 \pm 13\mu\text{m}$  e  $25 \pm 11\mu\text{m}$  respetivamente.

Quanto aos defeitos observados, as juntas de FSW foram as que apresentaram melhores resultados. As observações macro e microscópicas não mostraram qualquer tipo de falha de material na ZN, parecendo indicar que a mistura dos materiais foi bastante eficiente. Nestas juntas os únicos defeitos observados foi a linha de junta remanescente e o defeito de hook. As juntas processadas por LBW apresentaram uma ZF com elevada porosidade, apresentando poros de elevada dimensão, especialmente na linha de junção entre as duas partes a unir. Nestas juntas foram também observadas fissuras na linha de separação entre a ZF e a ZTA. Estas fissuras podem significar uma fraca ligação do material fundido com o de base.

As análises EBSD para as amostras de FSW revelaram um aumento de fronteiras de baixo ângulo do MB para a ZTMA e ZN, este fenómeno está relacionado com os mecanismos de recristalização dinâmica que ocorrem nesta zona do material. Pela observação da orientação cristalográfica, não se verificou um padrão de orientação que revelasse uma textura. A análise EDS realizada revelou uma elevada quantidade de precipitados finos na ZN. O precipitado que parece estar presente em maior quantidade foi identificado como sendo o composto  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ , estes precipitados são comuns em ligas Al-Mg-Si e são caracterizados por promover uma redução da resistência mecânicas destas ligas. Quanto à análise EBSD para as amostras de LBW, a zona de grãos equiaxiais apresenta uma percentagem consideravelmente superior de fronteiras de elevado ângulo quando comparado com a zona de grãos alongados. Nestas juntas também não foi possível verificar uma textura.

A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de dureza e de tração. O resultado dos ensaios de microdureza revelaram uma dureza média na ZF ligeiramente superior à da ZTMA/ZN,  $75 \pm 3\text{HV}_{0,3}$  e  $69 \pm 4\text{HV}_{0,3}$  respetivamente. É no entanto importante notar que as amostras de FSW revelaram valores de dureza muito baixos nas zonas mais profundas da

soldadura, consequência de uma menor deformação nesta zona do material. A análise dos perfis de dureza permitiu também obter a dimensão da zona total de soldadura, verifica-se que para as amostras de LBW esta zona é cerca de 1/3 da observada nas juntas de FSW.

Quanto aos ensaios de tração verificaram-se resultados consideravelmente melhores para as amostras de FSW. A elevada quantidade de defeitos presentes nas juntas de LBW levaram à rutura prematura dos provetes. Em comparação com o MB verificou-se uma redução considerável nos valores de  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  e  $A$  tanto para as juntas de LBW como as de FSW. As alterações microestruturais nas diferentes zonas de soldadura justificam esta redução na resistência mecânica.



## 9. Referencias Bibliograficas

- [1]- A. El-Batahgy, Kutsuna; *"Laser Beam Welding of AA5052, AA5083, and AA6061 Aluminum Alloys"*; Advances in Materials Science and Engineering; 6 de Maio de 2009; p.1-9
- [2]- P. Vilaça, W. Thomas; *"Friction Stir Welding Technology"*; Advance Structural Materials 8; 10 de Abril de 2011; p.85-95
- [3]- T. Cock; *"TALAT Lecture 1100.01-Aluminium - A Light Metal-A Brief Introduction to Aluminium"*; 1999; p.5-10
- [4]- G. Çam, S. Mistikoglu; *"Recent Developments in Friction Stir Welding of Al-alloys"*; Journal of Materials Engineering and Performance 23; 8 de Abril de 2014; p.1938-1947
- [5]- M. Jacobs; *"TALAT Lecture 1204-Precipitation Hardening"*; 1999; p.26-38
- [6]- F. Pinto; *"Caracterização de juntas de alumínio soldadas por fricção linear"*; Tese de Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – FEUP; 15 de julho 2013; p.8-11, p.25-27, p.53
- [7]- M. Vaseghi, H. Kim; *"A combination of severe plastic deformation and ageing phenomena in Al–Mg–Si Alloys"*; Materials and Design 36; 20 de Dezembro de 2011; p.735-740
- [8]- G. Angella, P. Bassani, A. Tuissi, M. Vedani; *"Aging Behaviour and Mechanical Properties of a Solution Treated and ECAP Processed 6082 Alloy"*; Materials Transactions 45; 30 de Março de 2004; p.2282-2287
- [9]- H. Roven, M. Liu, J. Werenskiold; *"Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al–Mg–Si aluminium alloy"*; Materials Science and Engineering: A 483-484; 18 de Setembro de 2006; p.54-58
- [10]- R. Mishra, M. Mahoney; *"Friction Stir Welding and Processing"*; ASM International; 2007; p.1-4, p.7-9, p.20-25, p.297-301.
- [11]- A.Scialpi, L. De Filippis, P. Cavaliere; *"Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy"*; Materials and Design 28; 5 de Abril 2006; p.1124-1129
- [12]- R. Mishra, Z. Ma; *"Friction stir welding and processing"*; Materials Science and Engineering: R 50; 18 de Agosto de 2005; p.1-2, p.6-7, p.12-13, p.19-28, p.61-62
- [13]- R. Rai, A. De, H. Bhadeshia, T. DebRoy; *"Review: friction stir welding tools"*; Science and Technology of Welding and Joining 16; 3 de Fevereiro de 2011; p.325-338
- [14]- P. Moreira, T. Santos, S. Tavares, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, P. de Castro; *"Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6"*; Materials and Design 30; 26 de Abril de 2008; p.180-187
- [15]- M. Sidhu, S. Chatha; *"Friction Stir Welding – Process and its Variables: A Review"*; International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering 2; Dezembro de 2012; p.275-279
- [16]- *"Friction Stir Welding"*; Technical Handbook-ESAB; p.6-8, p.15-35
- [17]- P. Asadi, K. Kazemi-Choobi, A. Elhami; *"Welding of Magnesium alloys"*; INTECH; 2012; p.148
- [18]- S. Kallee, E. Nicholas, W. Thomas; *"Industrialisation of friction stir welding for aerospace structures"*; Structures and Technologies-Challenges for Future Launchers, Third European Conference; 14 de Dezembro de 2001; p.1
- [19]- K. Elangovan, V. Balasubramanian; *"Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy"*; Materials and Design 29; 22 de Fevereiro 2007; p.362-373

- [20]- A. Hussain, S. Quadri; *"Evaluation of Parameters of Friction Stir Welding for Aluminium AA6351 Alloy"*; International Journal of Engineering Science and Technology 2; 2010; p.5977-5984
- [21]- K. Krasnowski, P. Sedek, M. Lomozik, A. Pietras; *"Impact of Selected FSW Process Parameters on Mechanical Properties of 6082-t6 Aluminium Alloy Butt Joints"*; Archives of Metallurgy and Materials 56; 15 de Abril de 2011; p.965-972
- [22]- P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella; *"Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding"*; Journal of Materials Processing Technology 200; 10 de Setembro de 2007; p.364-372
- [23]- M. Jayaraman, R. Sivasubramanian, V. Balasubramanian; *"Establishing relationship between the base metal properties and friction stir welding process parameters of cast aluminium alloys"*; Materials and Design 31; 27 de Março de 2010; p.4567-4576
- [24]- F. Fadaeifard, F. Gharavi, K. Matori, A. Daud, M. Ariffin, M. Awang; *"Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Lap Welded AA6061-T6 in Various Welding Speeds"*; Journal of Applied Sciences 14; 2014; p.221-228
- [25]- Z. Barlas, U. Ozsarac; *"Effects of FSW Parameters on Joint Properties of AlMg3 Alloy"*; Welding Journal 91; Janeiro de 2012; p.16-21
- [26]- <http://www.hildaeurope.eu/FSWProcess/MicrostructuralFeatures> acedido em 24 de Junho de 2014
- [27]- J. Adamowski, C. Gambaro, E. Lertora, M. Ponte, M. Szkodo; *"Analysis of FSW welds made of aluminium alloy Al6082-T6"*; Archives of Materials Science and Engineering 28; 1 de Agosto de 2007; p.453-460
- [28]- E. El-Danaf, M. El-Rayes; *"Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions"*; Materials and Design 46; 17 de Outubro de 2012; p.561-565
- [29]- A. Reynolds; *"Flow visualization and simulation in FSW"*; Scripta Materialia 58; 26 de Outubro 2007; p.338-342
- [30]- W. Xi-jing, Z. Zhong-ke, L. Jing, D. Chao-bing; *"Plastic flow pattern and its effect in friction stir welding of A2024 and A1060"*; Transactions of Nonferrous Metals Society of China 16; 15 de Setembro 2006; p.1336-1341
- [31]- T. McNelley, S. Swaminathan, J. Su; *"Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys"*; Scripta Materialia 58; 28 de Setembro de 2007; P.349-354
- [32]- Y. Li, L. Murr, J. McClure; *"Flow visualization and residual microstructures associated with the friction stir welding of 2024 Aluminum to 6061 Aluminum"*; Materials Science and Engineering: A 271; 1 de Novembro de 1999; p.213-223
- [33]- K. Jata, S. Semiatin; *"Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys"*; Scripta Materialia 43; 2 de Fevereiro de 2000; p.743-749
- [34]- *"Mecanismos de recuperação, restauração e recristalização"*; Ciência dos materiais; Mestrado integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais-FEUP; 2010; p.1-29
- [35]- [www.steeluniversity.org/content/html/eng/default.asp?catid=278&pageid=2081272710](http://www.steeluniversity.org/content/html/eng/default.asp?catid=278&pageid=2081272710) acedido em 27 de Junho 2014
- [36]- U. Suhuddin, S. Mironov, Y. Sato, H. Kokawa; *"Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets"*; Materials Science and Engineering A 527; 11 de Novembro de 2009; p.1962-1969

- [37]- Y. Sato, *"Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy"*. Metallurgical and Materials Transactions, 2001; p.941-948
- [38]- R. Fonda, J. Wert, A. Reynolds, W. Tang, *"Initial Microstructural Evolution during Friction Stir Welding"*; Materials Science and Technology; 2007; p.175-177
- [39]- S. Kallee, J. Davenport, E. Nicholas; *"Railway Manufacturers Implement Friction Stir Welding"*; <https://app.aws.org/wi/2002/10/feature/> acedido em 18/07/2014
- [40]- S. Tavares; *"Design and Advanced Manufacturing of Aircraft Structures using Friction Stir Welding"*; Tese de doutoramento submetida à FEUP; Julho de 2011; p.57-61
- [41]- T. Maiman; *"Stimulated optical radiation in ruby"*; Nature 187(4736); 1960
- [42]- L. Quintino, R. Miranda, U. Diltthey, D. Iordachescu, M. Banasik, S. Stano; *"Laser Welding of Structural Aluminium"*; Advance Structural Materials 8; 26 de Maio de 2011; p.39-43, p.50-54
- [43]- E. Couso, J. Gómez; *"Laser Beam Welding and Automotive Engineering"*; Structural connections for lightweight Metallic Structures; 2 de Novembro de 2011; p.59-72
- [44]- D.Narsimhachary; *"Effect of Laser Welding Parameters on 6061 Aluminium Alloy"*; Tese de Mestrado realizada ao abrigo da National Institute of Technology Rourkela, Department of Metallurgical and Materials Engineering; 2014; p.1-17, p. 28
- [45]- S. Katayama, Y. Kawahito, M. Mizutani; *"Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects"*; Physics Procedia 5; 2010; p.9-17
- [46]- *"Nd:YAG Laser Welding Guide"*; Unitek Miyachi Corporation; 2003; p.4-14
- [47]- B. Aalderink; *"Sensing, Monitoring and Control for Laser Based Welding of Aluminium Sheets"*; Tese realizada ao abrigo do Strategic Research Programme of the Netherlands Institute for Metals Research; 3 de Setembro de 2007; p.3-6
- [48]- X.Cao, W. Wallace, C. Poon, J.P. Immariageon; *"Research and progress in Laser Welding of Wrought aluminium alloys - Part: Laser Welding Processes"*; Materials and Manufacturing Processes 18; Janeiro de 2003; p.2-17
- [49]- Y. Zhang , F. Lu, H. Wang, X. Wang, H. Cui, X. Tang; *"Reduced hot cracking susceptibility by controlling the fusion ratio in laser welding of dissimilar Al alloys joints"*; Journal of Materials Research 30; 23 de Fevereiro de 2015, p.993-1001
- [50]- A. Oliveira, R. Siqueira, R. Riva, M. Lima; *"One-sided laser beam welding of autogenous T-joints for 6013-T4 aluminium alloy"*; Materials and Design 65; 20 de Setembro de 2014; p.726-736
- [51]- M. Pakdila, G. Çam, M. Koçak, S. Erim; *"Microstructural and mechanical characterization of laser beam welded AA6056 Al-alloy"*; Materials Science and Engineering: A 528; 6 de Junho de 2011; p.7350-7356
- [52]- M. Li, Z. Li, Y. Zhao, H. Li, Y. Wang, J. Huang; *"Influence of Welding Parameters on Weld Formation and Microstructure of Dual-Laser BeamsWelded T-Joint of Aluminum Alloy"*; Advances in Materials Science and Engineering; 26 de Maio de 2011; p.1-6
- [53]- I. Whitaker; *"The Structure and Properties of Autogenous Laser Beam Welds in Aluminium Alloys"*; Tese de doutoramento submetida à Universidade de Nottingham; Maio de 1994; p.114
- [54]- J. Tu, A. Paleocrassas; *"Low speed laser welding of aluminium alloys using single-mode fiber lasers"*; Xiaodong Na, Stone, InTech; 2010; p.49-51
- [55]- B. Chang, C. Allen, J. Blackburn, P. Hilton; *"Thermal and fluid flow characteristics and their relationships with porosity in laser welding of AA5083"*; Physics Procedia 41; 2013; p.478-486

- [56]- J. Sánchez-Amaya, T. Delgado, J. Damborenea, V. Lopez, F. Botana; *"Laser welding of AA5083 samples by high power diode laser"*; Science and Technology of Welding and Joining; 1 de Agosto 2008; p.78-86
- [57]- S. Riches; *"Industrial laser and applications in automotive welding"*; Lasers in the Automotive Industry; 22 de Outubro de 1998; p.1-4
- [58]- A.De; *"Trends in Joining of Aerospace Materials"*; Fourth Indo-American Frontiers of Engineering Symposium; 3 de Março de 2012; p.22-24
- [59]- P. Mendez; *"New Trends In Welding In The Aeronautic Industry"*; Massachusetts Institute of Technology; p.2-6
- [60]- *"Laser Welding Applications"*; [www.microlaserwelding.net](http://www.microlaserwelding.net); acedido em 20 de Junho de 2015.
- [61]- G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbińska; *"Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy"*; Archives of Materials Science and Engineering 28; 25 de Janeiro de 2007; p.69-75
- [62]- M. Warmuzeka, G. Mrówka- Nowotnik, J. Sieniawski; *"Influence of heat treatment on the precipitation of the intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy"*; Achievements in mechanical & materials engineering; 2002; p. 597-600
- [63]- G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, A. Nowotnik; *"Effect of heat treatment on tensile and fracture toughness properties of 6082 alloy"*; Journal Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 32; Fevereiro de 2009; p.162-169
- [64]- G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbińska; *"Analysis of intermetallic particles in AlSi1MgMn aluminium alloy"*; Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 20; 15 de Novembro de 2006; p.155-158
- [65]- *"Aluminium-Alloy-6082"*; Aalco Metals Ltd; 3 de Dezembro de 2013; p.1-2